

UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

FACULTAD DE MINAS

JUAN MANUEL VÉLEZ RESTREPO

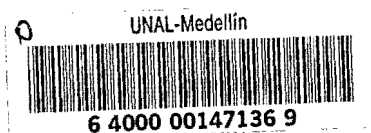
**Ingeniero Mecánico.
Doctor en Ingeniería**

**AUSTEMPERADO DE LA FUNDICIÓN NODULAR:
FUNDAMENTOS Y TECNOLOGÍA**

**Trabajo presentado como
requisito parcial para la
promoción a la categoría de
profesor asociado**



Medellín, Mayo de 2001



1.2
35

Vélez Restrepo Juan Manuel

Austemperado de la fundición Nodular: Fundamentos y
Tecnología.

Medellín, Mayo de 2001

Trabajo de Promoción a Profesor Asociado.

Universidad Nacional de Colombia

Facultad de Minas.

1. Fundición Nodular. 2. Propiedades Mecánicas.
3. Austemperado. 4. Tribología

A Maria Isabel Vélez Hincapié.
Por sus grandes enseñanzas,
su amor y su alegría.

TABLA DE CONTENIDO

	Página
Lista de Figuras	
Lista de Tablas	
Lista de Símbolos	
1. INTRODUCCIÓN	1
2. FUNDICIÓN NODULAR	3
2.1 GENERALIDADES	3
2.2 SOLIDIFICACIÓN DE LA FUNDICIÓN NODULAR	6
2.3 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN NODULAR	9
2.3.1 Efecto de las características del grafito.	10
2.3.2 Efecto de la presencia de carburos eutécticos.	13
2.3.3 Efecto de la microestructura	15
3. TRATAMIENTO DE AUSTEMPERADO DE LA FUNDICIÓN NODULAR	24
3.1 REACCIÓN BAINÍTICA EN LOS ACEROS.	24
3.2 REACCIÓN DE AUSTEMPERADO EN LA FUNDICIÓN NODULAR	29
3.2.1 Cinética total - Ventana del Proceso	29
3.2.2 Microestructura	35 ✓
3.2.3 Cinética y variación microestructural en la primera etapa.	39
3.2.3.1 Efecto de la temperatura de austemperado.	44
3.2.3.2 Efecto de la temperatura de austenización	48
3.2.3.3 Efecto de la composición química	52 ✓
3.2.4 Cinética de la segunda etapa	59
4. PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN NODULAR AUSTEMPERADA	61 ✓
4.1 PROPIEDADES DETERMINADAS EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN.	61
4.2 PROPIEDADES DINÁMICAS	64
4.2.1 Tenacidad a la Fractura.	64
4.2.2 Resistencia a la Fatiga	65
4.3 INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS.	71 ✓
4.4 EFECTO DE LA FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA.	73

5.	RESISTENCIA AL DESGASTE DE FUNDICIONES NODULARES	75
5.1	INTRODUCCIÓN	75
5.2	RESISTENCIA AL DESGASTE POR DESLIZAMIENTO SECO DE FUNDICIONES NODULARES	76
5.3	RESISTENCIA AL DESGASTE ABRASIVO DE FUNDICIONES NODULARES	84
5.4	COMENTARIOS SOBRE LA REVISIÓN DE LA LITERATURA RELACIONADA CON RESISTENCIA AL DESGASTE DE FNA	97
6	TECNOLOGÍA DE LA FUNDICIÓN NODULAR AUSTEMPERADA.	99
6.1	INTRODUCCIÓN	99
6.2	DESARROLLO DE ELEMENTOS DE MAQUINAS EN FNA	100
6.3	PROCESO DE PRODUCCIÓN INDUSTRIAL DE LA FUNDICIÓN NODULAR AUSTEMPERADA.	101
6.3.1	El Proceso de Fundición.	101
6.3.2	El Tratamiento térmico.	104
6.3.3	Maquinabilidad de la fundición nodular austemperada	106
6.3.4	Expansión térmica:	107
6.4	APLICACIONES	108
6.5	DESARROLLOS RECIENTES.	109
7	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	115

LISTA DE FIGURAS

Descripción	Página
Figura 1. Rangos aproximados de carbono y silicio para aceros y fundiciones.	4
Figura 2. Comportamiento elástico y de cedencia para acero, fundición gris, fundición nodular ferrítica y fundición nodular perlítica.	5
Figura 3. Concentración de soluto en la fase sólida adyacente a la intercara sólido/líquido en función de la fracción solidificada. Las curvas corresponden a valores calculados.	8
Figura 4. a) Concentración de los elementos de aleación Si, Mn y C, entre dos nódulos de grafito adyacentes; b) representación de las curvas CCT para esas zonas.	9
Figura 5. Efecto de la nodularidad, controlada a través de adición de Mg y Pb, en el límite elástico y la resistencia a la tracción de fundición nodular ferrítica.	11
Figura 6. Efecto de la nodularidad en los límites de fatiga con y sin entalla de una fundición nodular perlítica.	12
Figura 7. Efecto del contenido de carbono y el diámetro de la fundición en el módulo de elasticidad dinámico de una fundición nodular perlítica.	13
Figura 8. Efecto de la nodularidad y de la fracción volumétrica de carburos en el límite elástico de una fundición nodular de matriz perlítica.	14
Figura 9. Efecto de la nodularidad y de la fracción volumétrica de carburos en la resistencia última a la tracción de una fundición nodular de matriz perlítica.	14
Figura 10. Microestructura de una fundición nodular. a) ferrítica, obtenida con tratamiento térmico de recocido; b) perlítica, obtenida con tratamiento de normalizado. 200X. Ataque nital 4%.	15
Figura 11. Relación entre las propiedades mecánicas y el contenido de perlita de una fundición nodular en estado bruto de fusión.	17
Figura 12. Variación de la dureza HV62,5 y de la energía absorbida en el ensayo de impacto para una fundición nodular templada en aceite y revenida .	18
Figura 13. Microestructura de una fundición nodular revenida a diferentes temperaturas, después de templada en aceite desde la temperatura de 925°C.	19
Figura 14. Relación entre propiedades mecánicas (resistencia, dureza y elongación) para las diferentes clases de fundición especificados por la norma ASTM A536-80	21
Figura 15. Ciclos térmicos típicos de austemperado aplicados a la fundición nodular.	21
Figura 16. Relación entre la resistencia máxima a la tracción y la elongación de la fundición nodular con diferentes microestructura en la matriz metálica.	22
Figura 17. Morfología de la bainita en los aceros.	25
Figura 18. Curvas T-T-T para un acero al carbono y uno de alta aleación, mostrando el efecto en la cinética de formación de la bainita.	26

Figura 19. Diagrama esquemático del crecimiento de la ferrita a partir de la austenita, durante la primera etapa del tratamiento de austemperado.	27
Figura 20. Diagrama esquemático de las etapas de la transformación de la austenita durante el tratamiento de austemperado de una aleación Fe-C-Si.	28
Figura 21. Caracterización ideal de la influencia de las reacciones de austemperado en la ductilidad de una aleación Fe-C-Si.	29
Figura 22. Diagrama esquemático que representa la cinética ideal de austemperado en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada.	30
Figura 23. Diagrama esquemático que representa la cinética real de austemperado, mostrando la superposición de las etapas en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada.	31
Figura 24. Mapas de contorno para la determinación de la ventana del proceso para una fundición nodular austenizada a 900°C. a) Resistencia a la tracción; b) Límite elástico; c) Energía de impacto Charpy; y d) Elongación.	32
Figura 25. Variación de la fracción de martensita con el tiempo de austemperado para una fundición nodular tratada a 300°C, 370°C y 440°C.	33
Figura 26. Método para determinar el tiempo de inicio de la segunda etapa (t_2).	34
Figura 27. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 400°C durante 1 hora.	36
Figura 28. Secuencia de transformación de la austenita durante la reacción de austemperado de la fundición nodular.	38
Figura 29. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 280°C durante 1 hora.	39
Figura 30. Microestructura de una fundición nodular aleada con Ni, Mn y Mo austemperada a 400°C durante a) 5 minutos b) 30 minutos, c) 6 horas y d) 16 horas.	40
Figura 31. Variación de la fracción volumétrica de ferrita bainítica, martensita y austenita estabilizada con el tiempo de tratamiento para una fundición nodular aleada con Ni, Mn y Mo.	41
Figura 32. Variación del ln de la fracción de martensita con el ln tiempo de austemperado a 400°C para una fundición nodular aleada con Ni, Mn y Mo.	42
Figura 33. Ventana del proceso para la matriz y para la región intercelular en una fundición que presenta segregación de elementos.	43
Figura 34. Diagrama esquemático del modelo propuesto para explicar el crecimiento de la ferrita dentro de la austenita durante el austemperado de la fundición nodular.	43
Figura 35. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 260°C, 300°C, 340°C y 370°C.	45
Figura 36. Fracción de austenita estabilizada contra tiempo de austemperado, en diferentes temperaturas entre 270 y 420°C. Austenización: 900°C por 2 horas.	46
Figura 37. Influencia de la temperatura de austemperado en la ventana del proceso (tiempos t_1 y t_2) para FNA (Esquemático).	47

Figura 38. Variación del parámetro $C_\gamma \cdot X_\gamma$ con el tiempo de tratamiento para una fundición nodular de bajo Mn, austenizada a 900°C por dos horas y austemperado en diferentes temperaturas.	48
Figura 39. Sección del diagrama de fases Fe-C-Si con curvas de energía libre para ferrita (α) austenita (γ) y cementita (Fe_3C) a la temperatura de austemperado.	49
Figura 40. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 370°C por 1 hora, después de austenizada a 875°C y 975°C durante 2 horas.	50
Figura 41. Efecto de la temperatura de austenización en la fracción de austenita estabilizada. Fundición nodular sin elementos de aleación. Tiempo de austenización 2 horas, austemperado 370°C, 30 min.	51
Figura 42. Efecto de la temperatura de austenización en los tiempos t_1 e t_2 .	52
Figura 43. Región austenítica en el diagrama Fe-C-Si. Influencia del contenido de silicio en la solubilidad del carbono en la austenita.	54
Figura 44. Perfil de concentración de Mn y Mo entre la región intercelular y el límite del nódulo para dos fundiciones nodulares con diferente contenido de silicio (fundición B: 2,55% Si; Fundición D: 3,48% Si).	55
Figura 45. Efecto del contenido de silicio en la ventana del proceso (tiempos t_1 e t_2), para una fundición nodular austemperada con contenidos de 0,4% de Mn e 0,2% de Mo.	55
Figura 46. Efecto del Si, Mn y Ni en el contenido de carbono de la austenita inicial y en la austenita metaestable.	56
Figura 47. Efecto del manganeso en el tiempo necesario para terminar la primera etapa de austemperado.	57
Figura 48. Efecto del contenido de molibdeno en la formación de carburos en la fundición nodular austemperado.	58
Figura 49. Efecto del molibdeno en el parámetro $(C_\gamma - C_\gamma^o)$ para diferentes condiciones de tratamiento de austemperado.	58
Figura 50. Variación de la fracción de austenita retenida normalizada $X_\gamma/X_{\gamma_{max}}$ con el tiempo para varias temperaturas de austemperado, a partir del tiempo t_2 .	59
Figura 51. Valores del cociente $X_\gamma/X_{\gamma_{max}}$ contra el tiempo de austemperado para aleaciones con diferente contenido de manganeso.	60
Figura 52. Valores del cociente $X_\gamma/X_{\gamma_{max}}$ contra tiempo de austemperado para aleaciones con diferente contenido de molibdeno.	60
Figura 53. Relación entre la resistencia a la tracción y la elongación para diferentes tipos de fundición nodular.	62
Figura 54. Variación de la resistencia a la tracción y la elongación con la temperatura de austemperado.	63
Figura 55. Valores del módulo de elasticidad en tracción para diferentes fundiciones, acero y aluminio.	63

Figura 56. Relación entre la tenacidad a la fractura, medida estáticamente, y el límite elástico de fundiciones nodulares con diferente microestructura.	64
Figura 57. Variación de la tenacidad de FNA en un ensayo de redondos sometidos a impacto (Short Rod Fracture Test)	65
Figura 58. Variación de la energía absorbida en un ensayo de impacto sobre diente de engranaje (STI) para FNA y aceros de cementación.	65
Figura 59. Relación entre energía absorbida en el ensayo de impacto, la elongación, la austenita estabilizada y la temperatura de austemperado para FNA.	66
Figura 60. Comparación de la resistencia a la fatiga de diferentes clases de FNA con diferentes aceros forjados.	68
Figura 61. Propiedades de Fatiga de fundiciones nodulares austemperadas con y sin entalla.	69
Figura 62. Relación entre la resistencia a la tracción de FNA con su relación de fatiga y su sensibilidad a la entalla.	70
Figura 63. Variación de la relación de fatiga de FNA sometida a granallado con la temperatura de tratamiento.	70
Figura 64. Variación de la fracción volumétrica de austenita con las condiciones de tratamiento y después de sometida a un ensayo de tracción.	73
Figura 65. Efecto de la fracción volumétrica de austenita retenida en K_{Ic} .	74
Figura 66. Variación de la resistencia al desgaste por deslizamiento de fundiciones grises y nodulares en función de la velocidad, medidas con sistema pin – disco.	77
Figura 67. Variación de la rata de desgaste con la velocidad de deslizamiento para fundiciones nodulares austemperados en diferentes temperaturas.	79
Figura 68 Microdureza en la región cerca de la superficie, para probetas de fundición nodular austemperado con velocidades de deslizamiento de 0.5 m/s y 2 m/s.	79
Figura 69 Variación de la rata de desgaste con el tiempo de austemperado para la fundición nodular austemperado. Velocidad 1.15 m/s, carga 10.5 N.	81
Figura 70 Variación de la rata de desgaste con el tiempo de austemperado para fundición nodular austemperado con diferentes cargas normales.	82
Figura 71 Variación de la rata de desgaste con la carga aplicada obtenida por PRADO et al.	82
Figura 72. Variación del desgaste con la carga aplicada y la temperatura de tratamiento. Resultados de PRADO et al.	83
Figura 73. Variación de la resistencia al desgaste por deslizamiento de una fundición nodular austemperado la 400°C, para dos cargas aplicadas.	84
Figura 74 Efecto de la forma de la grafito en la rata de desgaste de fundiciones.	85
Figura 75 Influencia de la microestructura de la matriz en la resistencia al desgaste abrasivo de fundiciones nodulares, con diferentes abrasivos y diferentes cargas. Ensayo de pino en la lija.	86

Figura 76 Variación de la resistencia al desgaste abrasivo, la dureza y la fracción de austenita retenida de una fundición nodular austemperado en diferentes temperaturas. Método utilizado: pino en la lija.	87
Figura 77 Variación de la resistencia a la abrasión a dos cuerpos con la fracción de austenita retenida. a) para abrasivo blando; b) para abrasivo duro Δ : 14,2 N; O: 28,9 N.	88
Figura 78. Valores de resistencia al desgaste abrasivo como función de la temperatura de austemperado para las ligas con adición de 0.8% de Cu (liga 2) y sin adición de Cu (liga 1).	90
Figura 79 Variación de la resistencia a la abrasión con la dureza para diferentes materiales reportada por SHEPPERSON & ALLEN.	91
Figura 80 Resultados de resistencia a la abrasión obtenidos por Shisler et al.	92
Figura 81 Variación de la resistencia al desgaste de fundición nodular austemperado reportada por DALL'O et al.	93
Figura 82. Variación de la energía específica con la pérdida de masa para fundición nodular austemperada a diferentes temperaturas.	94
Figura 83. Mapa que muestra la relación de la resistencia al desgaste de una fundición nodular con la dureza para diferentes microestructuras en la matriz y diferentes profundidades del surco formado.	95
Figura 84. Variación de la resistencia al desgaste con la fracción de austenita estabilizada para una fundición nodular austemperada encontrado por VELEZ.	95
Figura 85. Mapa que muestra la relación entre la resistencia al desgaste y la dureza para una fundición nodular con diferentes microestructuras de la matriz, reportada por MUÑOZ y VELEZ.	96
Figura 86. Comparación de resistencia a la abrasión de diferentes materiales con FNA para diferentes niveles de dureza.	97
Figura 87. Esquema que ilustra el proceso recomendado para el diseño de componentes en FNA.	102
Figura 88. Influencia de pequeñas variaciones de la temperatura de austemperado en las propiedades mecánicas de FNA.	106
Figura 89. Expansión volumétrica durante el austemperado para microestructuras ferrítica y perlítica.	107
Figura 90. Dureza y Resistencia en función del tiempo del segundo austemperado para el ciclo de doble austemperado de una fundición nodular con 0,6% de Mn.	110
Figura 91. Variación de la energía absorbida en el ensayo de impacto y de la elongación con el tiempo del segundo austemperado. (880°C, 120min; 370°C, 100min; 300°C).	111
Figura 92. Variación de la fracción volumétrica de austenita con la temperatura de revenido. Tiempo de revenido 2 horas.	113
Figura 93. Cambio de la dureza y de la energía absorbida en el ensayo de impacto con la temperatura de revenido para tiempos de 2 horas.	114

LISTA DE TABLAS

Descripción	Página
Tabla 1. Composición química para fundiciones no aleadas.	3
Tabla 2. Coeficientes de partición, K, de elementos de aleación en la fundición nodular.	7
Tabla 3. Clases de fundición nodular según norma ASTM –536-80.	20
Tabla 4. Variación de los tiempos t_1 e t_2 para diferentes aleaciones con diferentes ciclos de tratamiento de austemperado.	35
Tabla 5. Propiedades de las fundiciones nodulares austemperadas según la norma ASTM 897M-90.	61
Tabla 6. Valores de propiedades mecánicas par FNA grado 2, para acero forjado y para fundición nodular perlítica.	67
Tabla 7. Análisis químico de las fundiciones nodulares austemperadas estudiadas por SHEPERSSON & ALLEN	89
Tabla 8. recomendaciones de composición química para FNA.	103

AUSTEMPERADO DE LA FUNDICIÓN NODULAR: FUNDAMENTOS Y TECNOLOGÍA

JUAN MANUEL VÉLEZ RESTREPO

**Ingeniero Mecánico.
Doctor en Ingeniería**

ESCUELA DE INGENIERÍA DE MATERIALES

FACULTAD DE MINAS

UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA

Medellín, Mayo de 2001

1. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones nodulares constituyen una familia de aleaciones ferrosas que permite obtener una amplia gama de propiedades mecánicas a través de la variación de la microestructura de la matriz metálica¹.

El tratamiento de austemperado permite obtener una excelente combinación de propiedades mecánicas: ^{2/3} resistencia a la tracción entre 850 y 1600 MPa, límite elástico entre 550 y 1300 MPa, y alargamiento entre 1% y 10%. La resistencia a la tracción alcanzada en la fundición nodular austemperada (FNA) puede ser el doble de la resistencia de la fundición nodular en estado de colada, para el mismo nivel de tenacidad. La resistencia al impacto, medida en probetas sin entalla, varía entre 30 J y 120 J. La resistencia a la fatiga y la resistencia al desgaste conseguidas con el material austemperado son excelentes ^{4/5}.

Las propiedades arriba mencionadas han incentivado el estudio de la reacción de austemperado en la fundición nodular, para ampliar su conocimiento y encontrar aplicaciones que permitan sustituir algunos aceros de alta resistencia en la fabricación de componentes de maquinaria. Otros aspectos importantes, además de las propiedades mecánicas, son la menor densidad y menor costo de producción de las piezas fabricadas en fundición nodular austemperada, cuando se compara con los aceros forjados o fundidos. Piezas de geometría complicada pueden ser producidas usando técnicas avanzadas de fundición (molde metálico o "lost-foam molding")⁵ permitiendo disminuir los costos de maquinado para llegar a las dimensiones finales.

Aunque las propiedades de la fundición nodular austemperada (FNA) fueron reconocidas hace tres décadas, el crecimiento comercial de estos materiales ha tenido bastante atraso debido al estricto control que debe tener la composición química, la solidificación y el tratamiento térmico.

En Colombia las aplicaciones que se encuentran son puntuales y no se observa una decisión fuerte por parte de los fundidores para impulsar el desarrollo de productos fabricados en fundición nodular austemperada. Entre las razones para tal retraso se pueden citar la dificultad en el control global del proceso, antes mencionada, y la falta de conocimientos fundamentales sobre la metalurgia del proceso de austemperado por parte del fundidor y del ingeniero de diseño. Adicionalmente, las bondades que

brinda este material en términos de costo de producción en relación a las propiedades obtenidas ha tenido poca difusión.

El presente trabajo pretende presentar una revisión bibliográfica actualizada sobre los diferentes aspectos relacionados con el proceso de austemperado de la fundición nodular, a saber: definición de términos, metalurgia física del proceso, cinética del proceso y los aspectos tecnológicos relacionados con las propiedades mecánicas y la resistencia al desgaste. En la parte final se presenta una discusión acerca de la tecnología de la FNA y de las tendencias de la investigación en esta área.

2. FUNDICIÓN NODULAR

2.1 GENERALIDADES

Las fundiciones ferrosas son aleaciones de hierro, carbono y silicio en las que el carbono se encuentra en cantidad superior al límite de solubilidad del carbono en la austenita a la temperatura eutéctica, es decir 2% en peso. Dependiendo de la composición química y de la velocidad de solidificación el exceso de carbono puede encontrarse combinado con el hierro formando carburo de hierro (Fe_3C) o puede precipitar como grafito libre dentro de la matriz metálica⁶.

La Tabla 1 presenta el rango de composiciones químicas típicas de las fundiciones más comunes, blancas, grises y nodulares. La Figura 1 ilustra la relación entre porcentaje de carbono y silicio para esos tres tipos de fundiciones⁷.

Tabla 1. Composición química para fundiciones no aleadas ⁶.

Tipo de fundición	Elemento (%)				
	Carbono	Silicio	Manganeso	Azufre	Fósforo
Blanca	1,8-3,6	0,5-1,9	0,25-0,8	0,06-0,2	0,06-0,2
Gris	2,5-4,0	1,0-3,0	0,2-1,0	0,02-0,25	0,02-1,0
Nodular	3,0-4,0	1,8-2,8	0,1-1,0	0,01-0,03	0,01-0,1

En las fundiciones blancas, en las que el porcentaje de silicio es bajo (Tabla 1) y la velocidad de solidificación es alta, el excedente de carbono se combina con el hierro, formando carburo de hierro (cementita), frecuentemente en la forma de carburos masivos. Esto confiere al material una alta dureza, acompañada de gran fragilidad, que lo hace apto para ser utilizado en aplicaciones donde se requiere alta resistencia al desgaste abrasivo. Por otro lado, porcentajes de silicio mayores (Tabla 1) y velocidades lentas de solidificación promueven la precipitación del exceso de carbono en forma de grafito libre, dando lugar a la formación de fundiciones grises o nodulares.

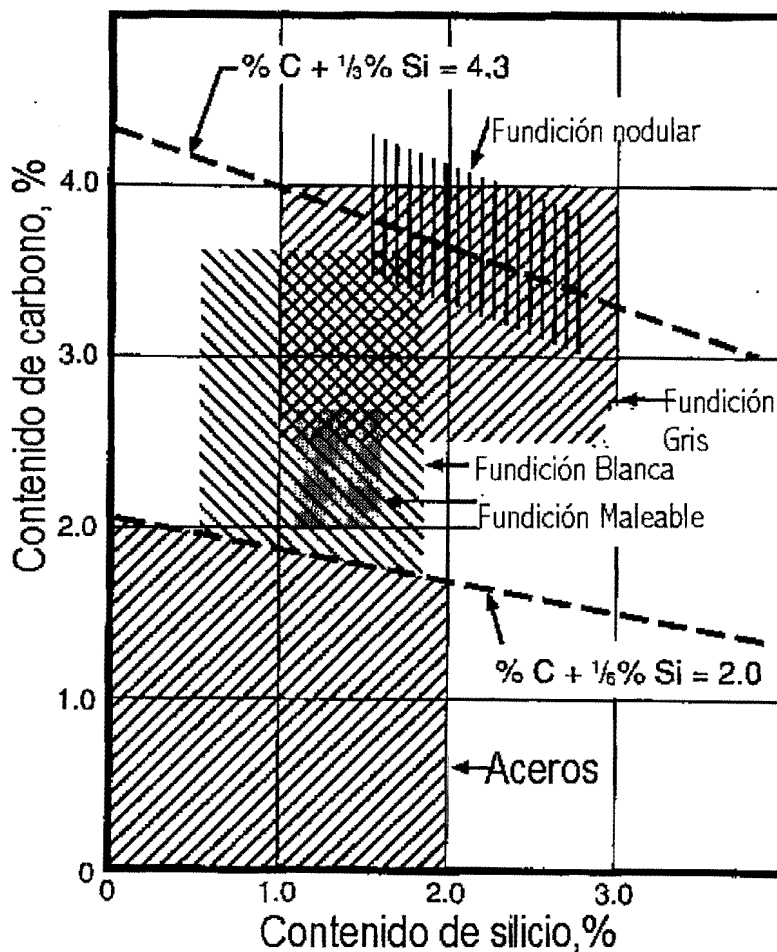


Figura 1. Rangos aproximados de carbono y silicio para aceros y fundiciones ⁷.

En la fundición gris el grafito se encuentra en forma de hojuelas dentro de la matriz metálica. Estas hojuelas actúan como concentradores de esfuerzos y puede ocurrir flujo plástico localizado en sus extremos, aún con bajos esfuerzos aplicados. Esta deformación plástica (microplasticidad) produce una disminución continua de la pendiente en la curva esfuerzo deformación con el aumento de esfuerzo. Como resultado, se obtiene un material que no presenta comportamiento elástico verdadero, es decir que no obedece a la ley de Hooke, como se ilustra en la Figura 2. Adicionalmente, la fundición gris falla sin presentar deformación plástica significativa cuando es sometida a tensión, por lo que es considerado un material frágil; las hojuelas de grafito actúan como grietas en la matriz metálica facilitando la fractura frágil del material.

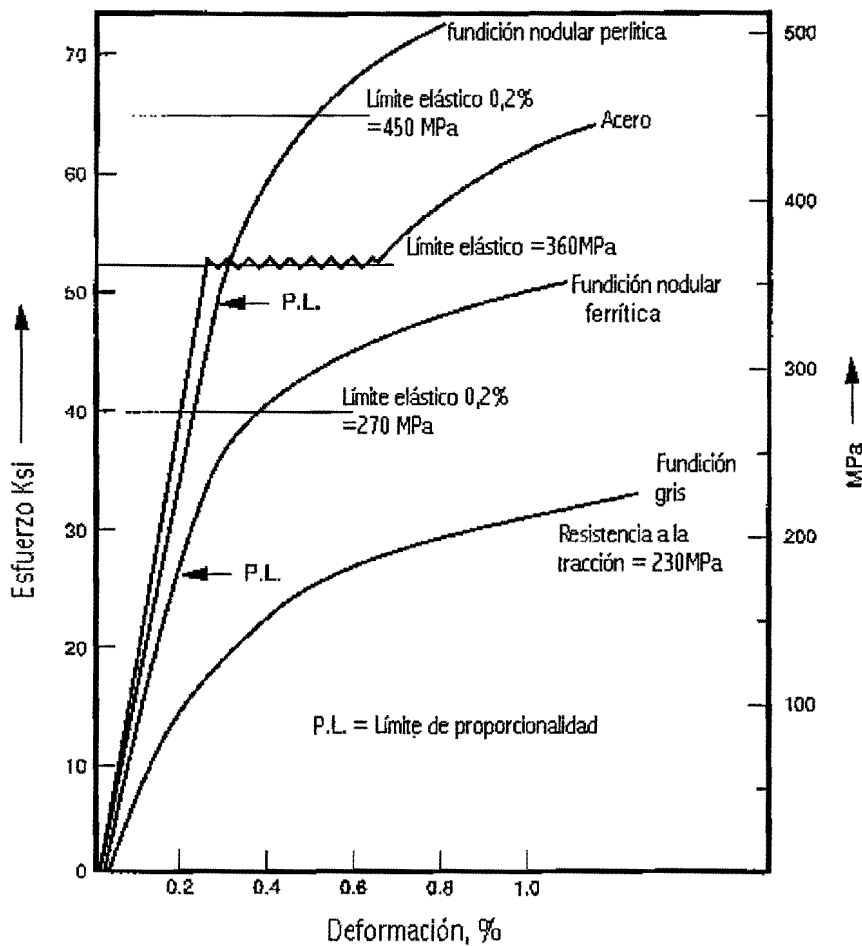


Figura 2. Comportamiento elástico y de cedencia para acero, fundición gris, fundición nodular ferrítica y fundición nodular perlítica.⁷

Con una composición química base similar a la de la fundición gris, pero con la adición de cantidades controladas de cerio o magnesio al baño líquido antes del vaciado en el molde, se produce una modificación de la forma del grafito precipitado. En lugar de la forma laminar (en hojuelas) propia de la fundición gris, el grafito crece en forma esferoidal^{8/9} obteniéndose un material denominado fundición con grafito esferoidal o fundición nodular. Con esta modificación en la forma del grafito se produce un cambio importante en las propiedades mecánicas, obteniéndose mayor resistencia a la tracción y mayor ductilidad que en la fundición gris de composición similar, como se puede observar en la Figura 2.

En la fundición nodular, los nódulos de grafito actúan como barreras que impiden la propagación de grietas en la matriz metálica; así, las propiedades mecánicas del material son determinadas por la microestructura de la matriz. El tipo de microestructura puede ser obtenido directamente de colada a través del control combinado de la composición química y del proceso de producción, o a través de

tratamientos térmicos del material en estado sólido. Esto permite al ingeniero la selección del grado de fundición nodular que cumpla con la combinación de propiedades apropiada para una aplicación específica. Este hecho ha dado gran impulso a la utilización de la fundición nodular en la fabricación de componentes de maquinaria; las estadísticas muestran que en 1983 la producción de este material alcanzó el 24% del volumen de fundiciones ferrosas producidas en Gran Bretaña y el 21% en todo el mundo.

2.2 SOLIDIFICACIÓN DE LA FUNDICIÓN NODULAR

La solidificación de la fundición nodular hipoeutéctica comienza con la formación de dendritas de hierro γ (austenita) dentro del líquido. Después, se forman núcleos de grafito, cerca de la intercara líquido/dendrita, formando células que consisten de un nódulo de grafito dentro de una envoltura de austenita, siendo esta última la única fase en contacto con el líquido eutéctico. Cada conjunto formado por el nódulo de grafito y la concha de austenita que le rodea puede ser considerada una unidad, denominada célula eutéctica. La difusión de carbono a través de la austenita es el mecanismo por el cual ocurre el crecimiento del nódulo de grafito. Tales células crecen hasta encontrarse, restando un líquido que forma una fina red en la región intercelular.^{8/10}

A medida que la intercara sólido/líquido avanza, ocurre una partición en proporciones diferentes de algunos elementos de aleación entre el líquido y el sólido, haciendo que la composición química de la célula eutéctica sea diferente a la de la región intercelular. Esta heterogeneidad química de la matriz metálica es denominada segregación y tiene como resultado la formación de diferentes productos microestructurales en la matriz, ya sea cuando se termina la solidificación o cuando se realizan tratamientos térmicos posteriores en el material. Las diferencias de composición química entre la región cerca del nódulo y la región intercelular genera diferencias en la solubilidad del carbono y de los elementos aleantes, lo que a su vez produce velocidades diferentes de transformación de la austenita debido a las variaciones de templabilidad.

La cuantificación de la segregación para sistemas binarios, solidificados en una única dirección, puede ser hecha usando las ecuaciones de Scheil, (1) y (2), donde se asume que no ocurre difusión de soluto en el sólido, pero si hay homogeneización total en el líquido.^{11/12}

$$X_s = K \cdot X_o \cdot (1 - f_s)^{k-1}$$

Ecuación 1

$$X_l = X_o \cdot (f_l)^{k-1}$$

Ecuación 2

En las cuales:

X_l y X_s : contenidos de soluto en el líquido y en el sólido.

$K = X_s/X_l$: coeficiente de partición.

X_o : Contenido de soluto medio en la aleación.

f_s y f_l : Fracciones volumétricas de sólido y de líquido.

Boeri y Weinberg¹³, determinaron el grado de segregación de algunos elementos de aleación en la fundición nodular. Los resultados obtenidos por esos investigadores concuerdan de manera aceptable con lo previsto por el modelo de Scheil que conduce a las ecuaciones (1) y (2). Los elementos formadores de carburos (Mn, Cr, Mo) presentan valores de coeficiente de partición, K , menores que uno (1); mientras, los elementos grafitizantes (Si, Ni, Cu) tienen valores mayores que uno (1). En la Tabla 2 son presentados algunos resultados citados en la literatura.

Tabla 2. Coeficientes de partición, K , de elementos de aleación en la fundición nodular.¹³

ELEMENTO	COEFICIENTE DE PARTICIÓN (K)	
	(a)	(b)
Mn	0.75	0.70
Cr	0.60	0.60
Mo	0.40	0.26
Si	1.17	1.09
Cu	1.50	1.37
Ni	1.30	1.23

(a) Morita y otros (Citados en la Ref 13)

(b) Boeri & Weimberg (13)

En la Figura 3 se muestra una comparación entre los resultados medidos experimentalmente y los calculados utilizando la ecuación de Scheil, citados en el trabajo de Boeri & Winberg.¹³

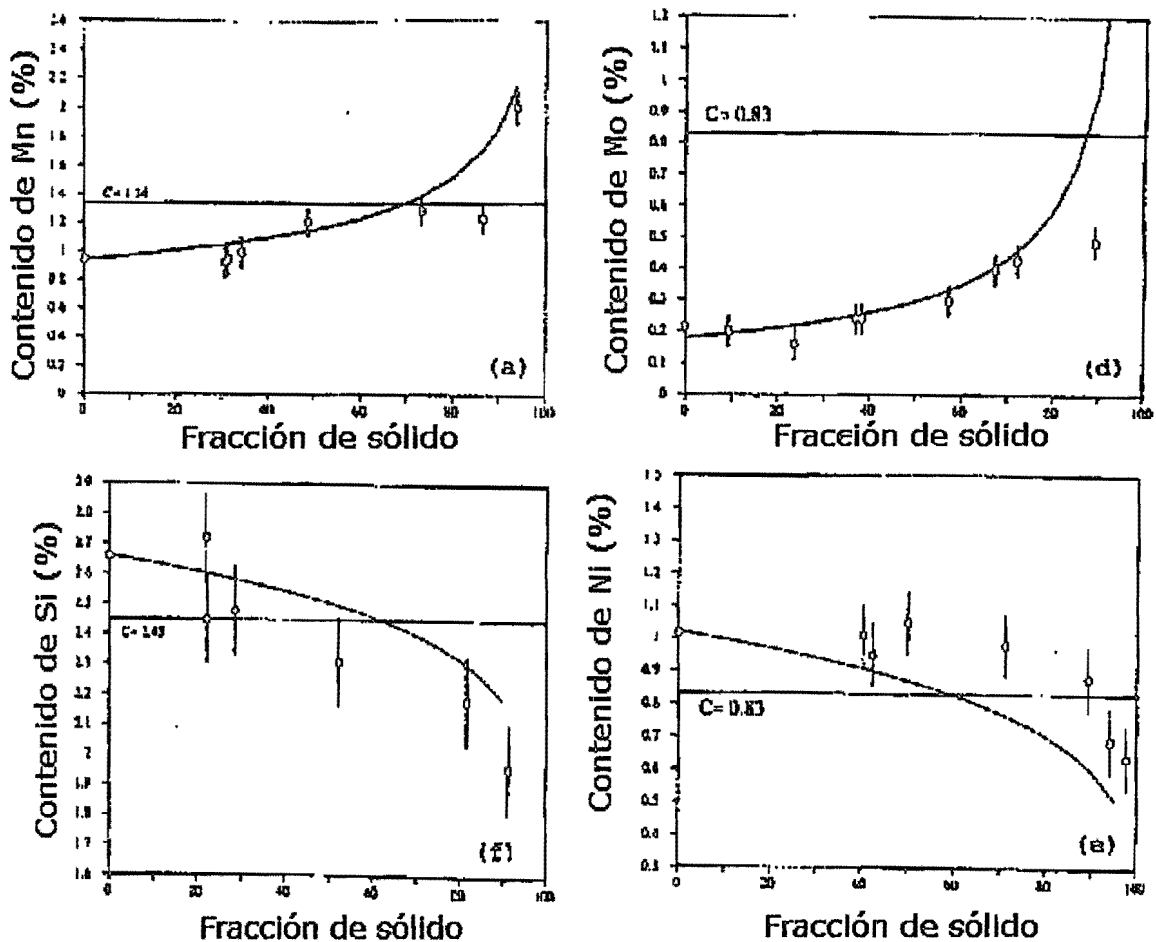


Figura 3. Concentración de soluto en la fase sólida adyacente a la intercara sólido/líquido en función de la fracción solidificada. Las curvas corresponden a valores calculados.¹³

Los coeficientes medidos, cuando son aplicados a la ecuación de Scheil, generan un perfil de variación de concentración que se ajusta a las medidas hechas entre el límite del nódulo y la región intercelular. Esta variación de soluto ocurre en una escala microscópica y su determinación cuantitativa puede ser hecha con técnicas avanzadas como la microsonda electrónica.

La Figura 4a muestra los perfiles de variación del contenido de silicio, carbono y manganeso entre dos nódulos adyacentes, determinada con microsonda electrónica.¹⁴ Tales perfiles sugieren que el espacio físico entre los nódulos puede dividirse en tres zonas o regiones, como se ilustra en esa figura:

- Zona 1. Situada alrededor del nódulo, donde la concentración de silicio es máxima y el contenido de manganeso es mínimo.

- Zona 2. Comprende la mayor parte de la matriz, donde el contenido de los elementos puede ser considerado como aproximadamente constante.
- Zona 3. Región intercelular, donde el contenido de silicio es mínimo y los de manganeso y carbono son máximos.

Cada una de esas zonas tiene asociada una curva CCT (Figura 4b); sin embargo, una buena templabilidad solamente es alcanzada si la velocidad crítica de temple, V_{ci} , es menor que la velocidad real de enfriamiento, V_r , de la región considerada. La figura 4c muestra que únicamente la región 3 será templable por que se cumple que: $V_{c1} > V_{c2} > V_r > V_{c3}$.

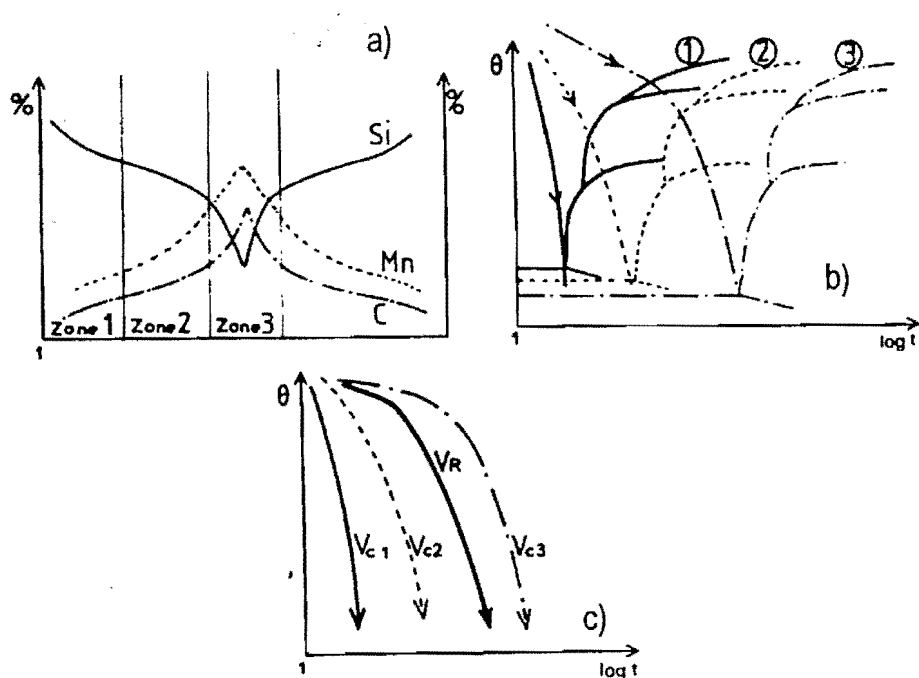


Figura 4. a) Concentración de los elementos de aleación Si, Mn y C, entre dos nódulos de grafito adyacentes; b) representación de las curvas CCT para esas zonas.¹⁴

2.3 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN NODULAR

La fundición nodular posee un módulo de elasticidad superior al de la fundición gris, pero inferior en un 20% al del acero (162-170 GPa)⁷, como se muestra en la Figura 2. En la misma figura se observa que la fundición nodular presenta una transición gradual del comportamiento elástico al plástico, diferente al acero recocido y normalizado. El límite de proporcionalidad para la fundición nodular es definido como

el esfuerzo necesario para producir una deformación permanente de 0,005%. La relación entre el límite de proporcionalidad y el esfuerzo de cedencia (0,2%) es de 0,71 para fundición nodular ferrítica y de 0,56 para fundiciones nodulares con matriz perlítica o martensita revenida.⁷

Las propiedades mecánicas de la fundición nodular en estado bruto de colada son el resultado de la combinación de las características obtenidas durante la solidificación, o sea la forma de los nódulos, la presencia de carburos eutécticos y el perfil de segregación de elementos, así como de la microestructura de la matriz metálica¹⁵. Estas características son definidas por la composición química y la velocidad de solidificación de la fundición. La modificación de la microestructura a través de tratamientos térmicos amplía aún más la gama de propiedades de la fundición nodular, por lo que este material constituye una familia de aleaciones ferrosas en la que se puede obtener la combinación de propiedades necesaria para una aplicación específica.

A continuación se hará una descripción de la influencia de las principales características obtenidas durante la solidificación en las propiedades mecánicas, así como de los tratamientos térmicos aplicados a la fundición nodular.

2.3.1 Efecto de las características del grafito.

La influencia del grafito en las propiedades mecánicas de la fundición nodular está relacionada con tres características importantes de esa fase que son: la forma de los nódulos de grafito, el volumen de grafito y el número de nódulos por milímetro cuadrado. La fundición de alta calidad es obtenida si el grafito crece en forma de esferoides. Otras formas de grafito pueden aparecer en la matriz si el proceso de solidificación o la composición química no son los adecuados.

La nodularidad es una medida del grado de esferoidicidad de los nódulos de grafito, expresada en porcentaje.¹⁶ Una nodularidad del 100% corresponde a una forma totalmente esférica de esa fase; la disminución de ese valor produce una caída sensible de las propiedades mecánicas. La Figura 5 ilustra la variación de la resistencia a la tracción con la nodularidad para una fundición nodular ferrítica; en este caso la nodularidad fue controlada intencionalmente a través de la adición de diferentes cantidades de Mg y de Pb.¹⁷ El primer elemento es el promotor de la forma esferoidal del grafito, mientras que el segundo produce una red intergranular de grafito tipo laminar. Se observa que la reducción de la nodularidad produce una fuerte caída de la resistencia a la tracción. También se observa una reducción

de la diferencia entre el límite elástico y la resistencia máxima, lo cual es una evidencia de la pérdida de ductilidad.

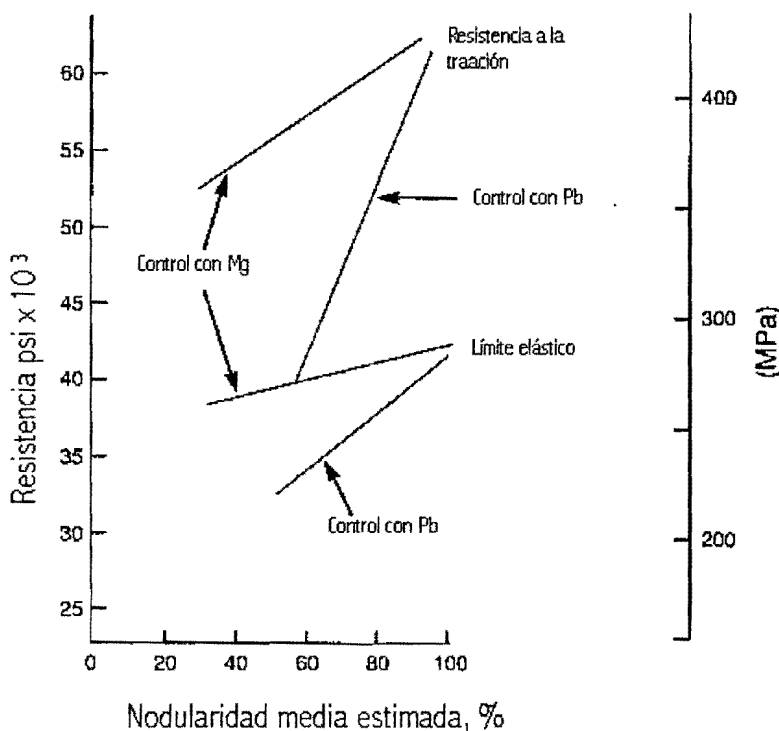


Figura 5. Efecto de la nodularidad, controlada a través de adición de Mg y Pb, en el límite elástico y la resistencia a la tracción de fundición nodular ferrítica.¹⁷

La nodularidad también ejerce una influencia fuerte en las propiedades dinámicas. La Figura 6 muestra la variación del límite de fatiga de una fundición nodular perlítica, evaluado tanto en probetas entalladas como sin entalla. En el caso del material entallado esa propiedad varía poco en todo el rango de nodularidad, mientras que para el material no entallado se observa un rápido aumento del límite de fatiga, más acentuado con nodularidades altas. Ese resultado muestra que los nódulos no esféricos constituyen el punto de inicio de grietas en el material sin entalla, mientras que en el material entallado la grieta se inicia en la entalla descartando el efecto de la nodularidad.

Otro aspecto importante relacionado con el grafito es el número de nódulos por unidad de área (mm²) presente en la matriz; esta característica también tiene gran influencia en las propiedades mecánicas de la fundición nodular, aunque en menor grado que la forma del grafito. El número de nódulos en sí mismo no produce una variación fuerte en la resistencia a la tracción, pero sí lo hace a través de la microestructura, como se describe a continuación.

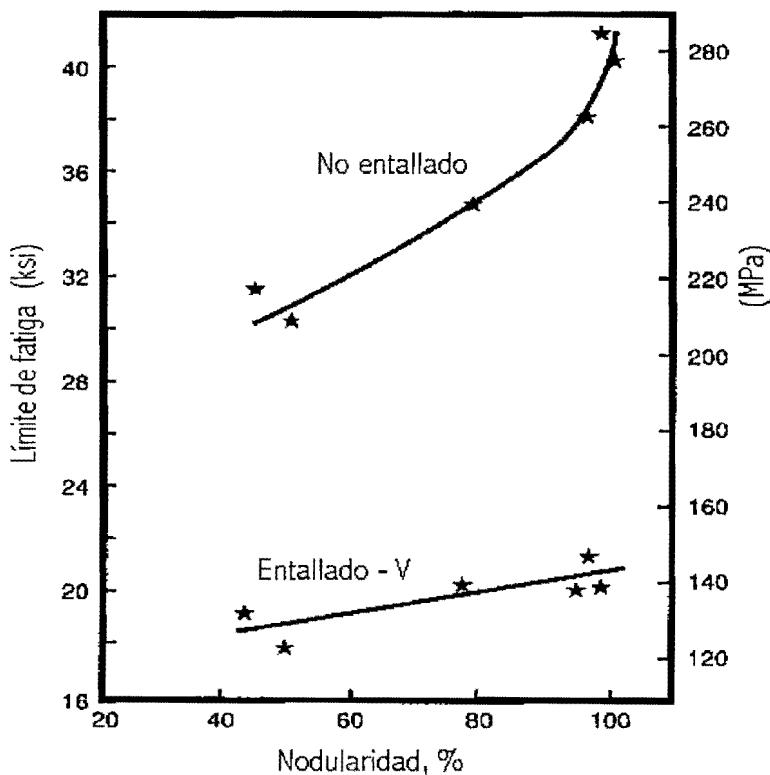


Figura 6. Efecto de la nodularidad en los límites de fatiga con y sin entalla de una fundición nodular perlítica.¹⁸

- Un alto número de nódulos genera una disminución de la fracción volumétrica de perlita, disminuyendo la resistencia última y aumentando la ductilidad.¹⁹
- Un alto número de nódulos permite obtener una microestructura más fina y homogénea, reduciendo el grado de segregación de elementos para la región intercelular y por lo tanto la formación de carburos primarios en esas regiones.
- El número de nódulos afecta la forma y tamaño de los nódulos de grafito. Aumentando el número de nódulos se obtiene una reducción del tamaño lo que produce incremento de las propiedades de tensión, fatiga y fractura.

Una tercera característica importante del grafito es la fracción volumétrica de esa fase presente en la microestructura. Esa fracción es determinada por la cantidad de carbono total en la aleación y por la rata de solidificación. En piezas de gran espesor la rata de solidificación es lenta, lo que favorece la precipitación de grafito estable en lugar de la fase carburo, cementita, formada cuando la solidificación ocurre más rápidamente. La Figura 7 muestra la influencia de estas dos variables en el módulo de

elasticidad dinámica de una fundición nodular perlítica. Se observa que para el mismo contenido de carbono en la fundición, esa propiedad disminuye con el aumento del diámetro de la barra fundida, o sea con la reducción de la velocidad de solidificación.

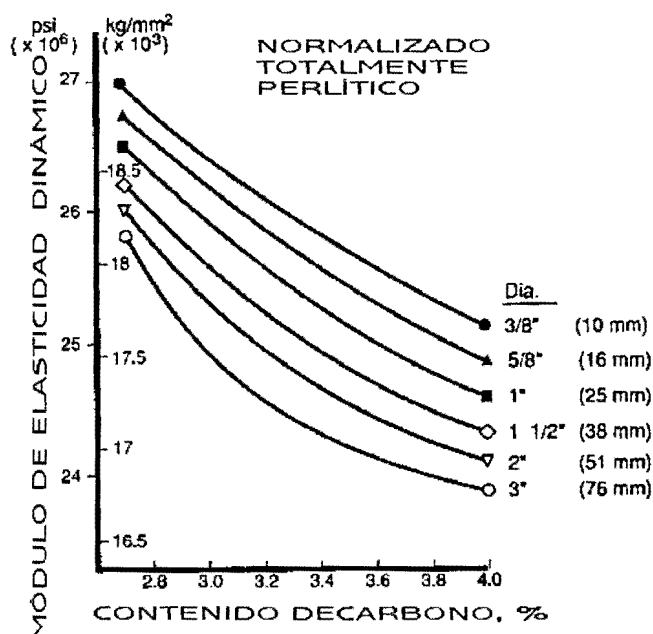


Figura 7. Efecto del contenido de carbono y el diámetro de la fundición en el módulo de elasticidad dinámica de una fundición nodular perlítica.⁷

2.3.2 Efecto de la presencia de carburos eutécticos.

La formación de carburos eutécticos durante la solidificación afecta el volumen de grafito formado debido a que esas dos fases compiten por el carbono presente en el líquido. El volumen de carburos presentes debe ser menor al 5%⁶; este límite se logra controlando el contenido de elementos formadores de carburo como el cromo y el molibdeno y utilizando materia prima de alta pureza para la preparación de la carga del horno. Adicionalmente, un incremento del número de nódulos ayuda en la reducción de la fracción de carburo formada.

El efecto de la fracción volumétrica de carburos en el límite elástico y en la resistencia a la tracción de la fundición nodular es mostrado en la Figura 8 y en la Figura 9 respectivamente. En las figuras también se ilustra el efecto de la nodularidad. Se observa que ocurre un aumento del límite elástico, acompañado de una reducción de la resistencia a la tracción, con el aumento de la fracción volumétrica de carburos. El acercamiento de estos dos valores indica una pérdida de ductilidad del material.

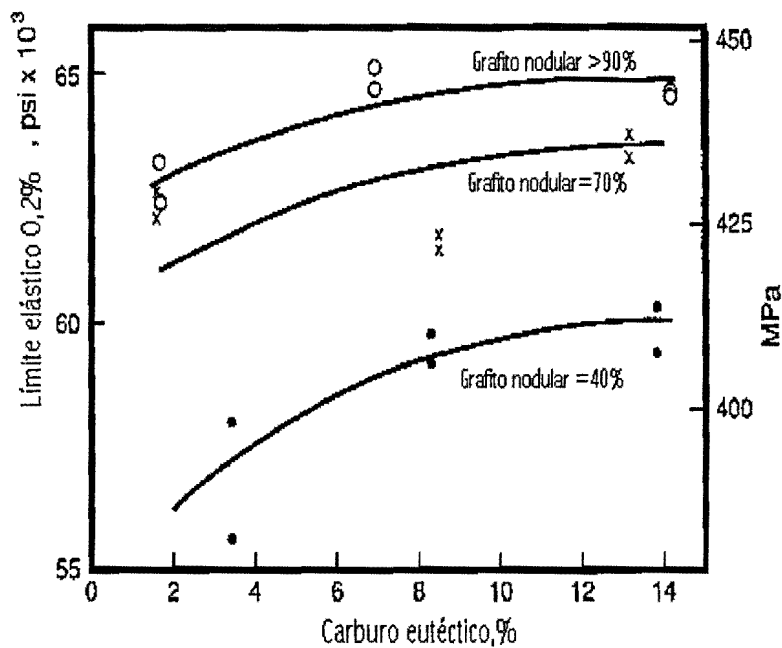


Figura 8. Efecto de la nodularidad y de la fracción volumétrica de carburos en el límite elástico de una fundición nodular de matriz perlítica.⁷

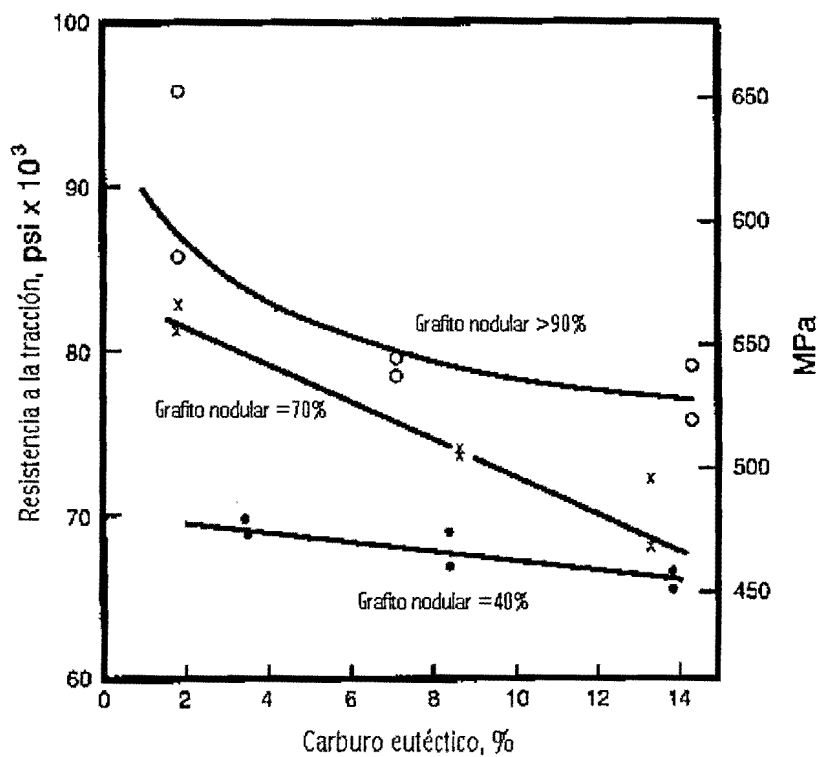


Figura 9. Efecto de la nodularidad y de la fracción volumétrica de carburos en la resistencia última a la tracción de una fundición nodular de matriz perlítica.⁷

2.3.3 Efecto de la microestructura

En las fundiciones nodulares que presenten características microestructurales adecuadas después del vaciado en el molde, o sea nodularidad superior al 85%, número de nódulos por milímetro cuadrado entre 100 y 200 y fracción volumétrica de carburos eutécticos menor a 5%, las propiedades mecánicas son dependientes de la microestructura de la matriz metálica, la cual, en condiciones normales de producción, es formada por los constituyentes ferrita y/o perlita.

La ferrita tiene como características una baja resistencia a la tracción, acompañada de alta ductilidad (ver figura 2); la perlita es un arreglo de láminas de cementita, fase dura y frágil, insertadas en una matriz de ferrita que presenta mayor resistencia y dureza, pero menor ductilidad que la ferrita, figura 2. De esta forma, las propiedades mecánicas de las fundiciones cuya matriz es formada por ferrita y perlita dependerán de la fracción volumétrica relativa de cada uno de esos constituyentes presente en la matriz. Esas fracciones, que son determinadas por la composición del líquido y su velocidad de solidificación, pueden ser alteradas con tratamientos térmicos posteriores para obtener la máxima fracción de ferrita con un tratamiento de recocido, o de perlita con un tratamiento de normalizado. En la Figura 10 se muestran las microfotografías de una fundición nodular con matriz ferrítica y perlítica.

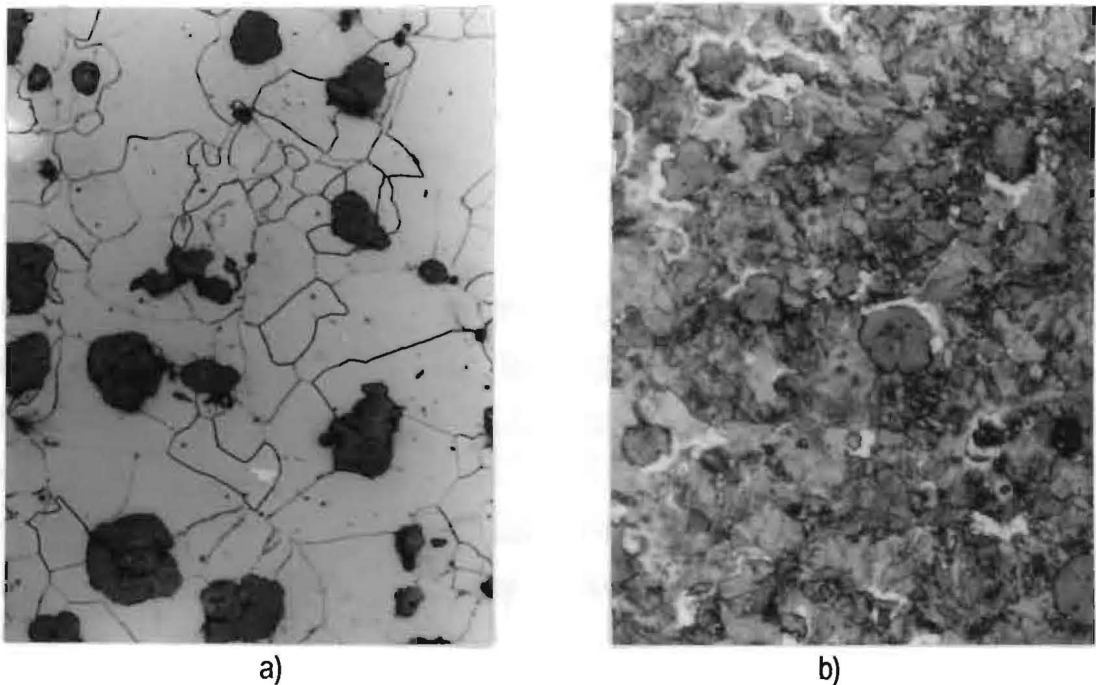


Figura 10. Microestructura de una fundición nodular. a) ferrítica, obtenida con tratamiento térmico de recocido; b)perlítica, obtenida con tratamiento de normalizado. 200X. Ataque nital 4%.

El recocido, también denominado tratamiento de ferritización, busca obtener una microestructura ferrítica, libre de carburos tanto eutécticos como eutectoides. El proceso de ferritización para una fundición nodular libre de carburos eutécticos consiste de un tratamiento a una temperatura menor a la inferior del rango crítico de transformación ferrita - austenita, por un tiempo suficiente para permitir la disolución del carburo eutectoide de la perlita. Este tratamiento produce una matriz totalmente ferrítica de baja dureza y alta ductilidad; la maquinabilidad también se incrementa. En presencia de carburos eutécticos, el ciclo de recocido debe constar de dos etapas. La primera consiste de un mantenimiento a una temperatura alta, en la región austenítica del diagrama de fases Fe-C, para lograr la disolución de los carburos eutécticos. Ese tratamiento es seguido por una segunda etapa que tiene como fin producir la ferritización de la matriz metálica.

El tratamiento de normalizado tiene como objetivo obtener una microestructura totalmente perlítica de la matriz. El ciclo térmico del normalizado consta de una etapa de austenización seguida de un enfriamiento al aire a través del rango de temperaturas críticas de transformación. Una fundición nodular en estado de colada es sometida a tratamiento de normalizado con uno de los siguientes objetivos: disolver carburos primarios, incrementar la dureza y la resistencia u homogeneizar las propiedades en toda la matriz.

La Figura 11 muestra la correlación entre las propiedades mecánicas, determinadas en el ensayo de tracción, la dureza y la fracción volumétrica de perlita en un bloque de fundición nodular de 25 mm de espesor. La fracción de perlita en esa fundición fue variada desde 15% hasta 100% a través de diferentes cantidades de cobre y estaño.

En esta figura se observa también que la máxima dureza alcanzada en la fundición perlítica es del orden de 300 Brinell, hecho que constituye una limitación para su utilización en aplicaciones en las cuales se requiere que el límite elástico y la dureza sean altos, como es el caso de elementos sometidos a desgaste abrasivo. La aplicación de un ciclo térmico de temple y revenido a la fundición nodular permite lograr una microestructura con alta dureza, que posee, sin embargo, una moderada resistencia al impacto. Las principales ventajas de las fundiciones templadas y revenidas es su buena combinación de resistencia y elongación, mayor límite elástico y una menor temperatura de transición dúctil-frágil que las fundiciones nodulares perlíticas.²⁰

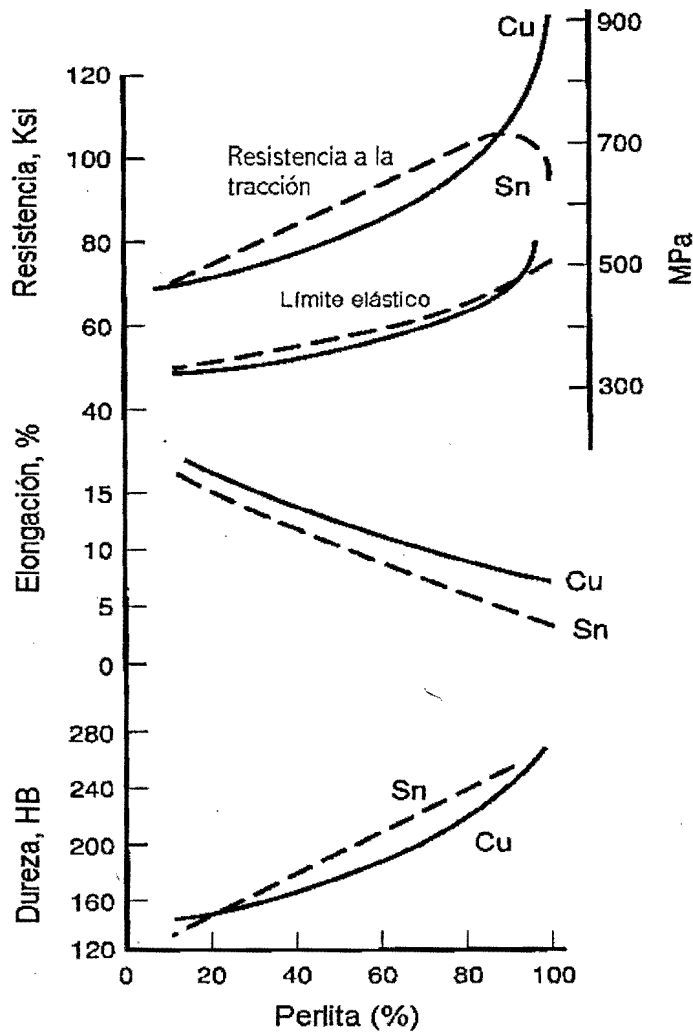


Figura 11. Relación entre las propiedades mecánicas y el contenido de perlita de una fundición nodular en estado bruto de fusión.⁷

El proceso de temple consiste en un tratamiento de austenización seguido de un enfriamiento brusco para suprimir la formación de ferrita y perlita; la austenita metaestable transforma a martensita en bajas temperaturas. La alta velocidad de enfriamiento impide la difusión del carbono, necesaria para la formación de las fases cementita y ferrita, dando origen a una estructura cristalina tetragonal de cuerpo centrado con una cantidad de carbono disuelto que excede su límite de solubilidad, denominada martensita. Este exceso de carbono es responsable por la alta dureza y fragilidad propias de la martensita. La dureza lograda en el temple de la fundición nodular es función de la fracción volumétrica de martensita presente en la matriz y de la dureza de la misma, la cual depende de su contenido de carbono²¹.

El tratamiento de revenido reduce la resistencia a la tracción y la dureza, aumentando la ductilidad y la tenacidad de la fundición nodular templada. El proceso consiste en mantener el material a una temperatura inferior a la temperatura crítica de transformación por un tiempo adecuado. Debido a que el revenido es un proceso que involucra la difusión del carbono, el grado de variación de esas propiedades depende de la temperatura y del tiempo del proceso.

El aumento de la temperatura de revenido produce una caída de la dureza y un aumento de energía absorbida en el ensayo de impacto, ilustrado en la Figura 12²². Esta variación de propiedades es el resultado de cambios microestructurales generados por las reacciones que ocurren durante el tratamiento de revenido. La caída de energía entre 300°C y 400°C es atribuida a la fragilidad de revenido, fenómeno bien reconocido en el proceso de revenido de los aceros.²³

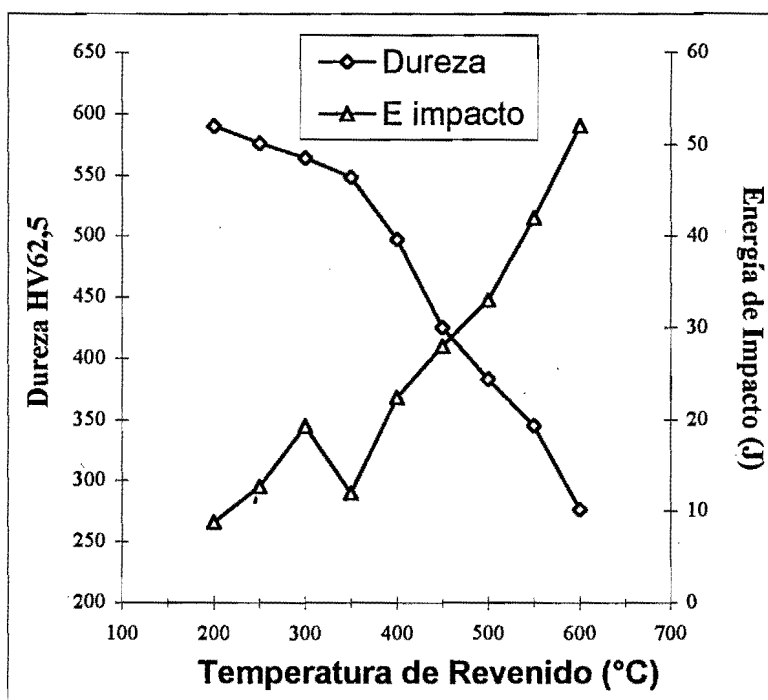
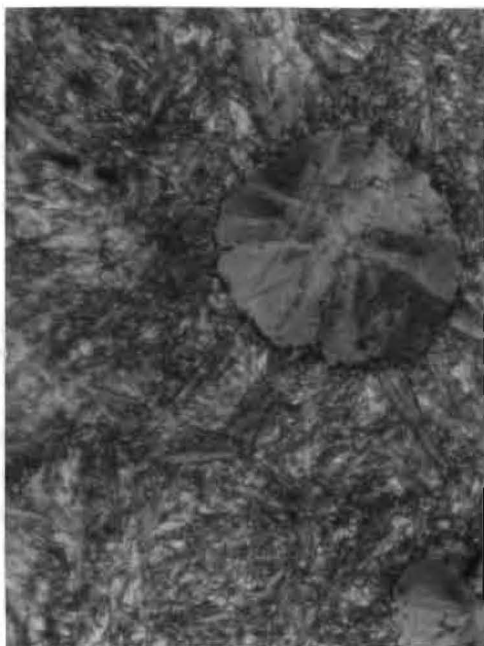


Figura 12. Variación de la dureza HV62,5 y de la energía absorbida en el ensayo de impacto para una fundición nodular templada en aceite y revenida.²²

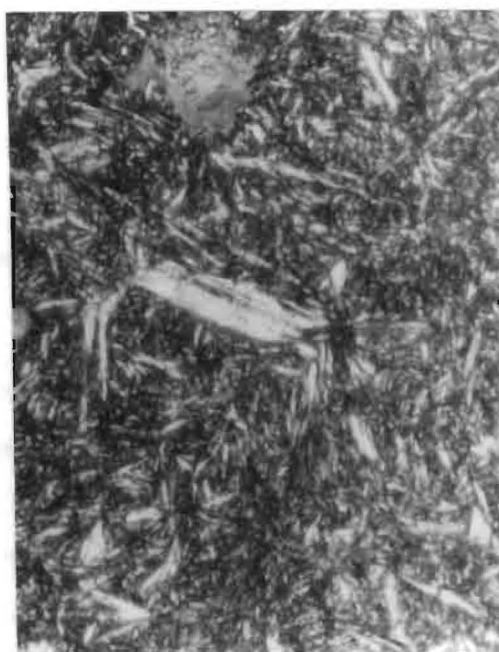
La Figura 13 muestra la microestructura de una fundición nodular templada y revenida a dos temperaturas diferentes. Se observa una microestructura formada por plaquetas de martensita y austenita retenida; la presencia de esta fase se debe al alto contenido de carbono disuelto en la austenita durante la austenización, aproximadamente 0,8% para una temperatura de 925°C.



240°C



400°C



500°C



600°C

Figura 13. Microestructura de una fundición nodular revenida a diferentes temperaturas, después de templada en aceite desde la temperatura de 925°C.

La Tabla 3 muestra las propiedades mecánicas de las fundiciones nodulares especificadas según la norma ASTM A-536-80,²⁴ la cual establece cinco grados de fundición nodular, que son el resultado de diferencias de composición, velocidades de enfriamiento durante la solidificación o de tratamientos térmicos posteriores a la obtención del material. La Figura 14 ilustra las relaciones resistencia-dureza y elongación-dureza para las diferentes clases de fundición nodular presentados en la Tabla 3.

Tabla 3. Clases de fundición nodular según norma ASTM –536-80²⁴

Grado y tratamiento térmico	Resistencia a la tracción		Límite elástico		Elongación (%) en 50 mm	Dureza Brinell*	Microestructura de la matriz*
	Psi	MPa	Psi	MPa			
60-40-18 (1)	60000	414	40000	276	18	149-187	Ferrita
65-45-12 (2)	65000	448	45000	310	12	170-207	Ferrita y perlita.
80-55-06 (3)	80000	552	55000	379	6	187-255	Perlita y ferrita
100-70-3 (4)	100000	690	70000	483	3	217-269	Perlita
120-90-2 (5)	120000	828	90000	621	2	240-300	Martensita revenida

*No especificado por la norma.

(1) Puede ser recocido después de fundido

(2) Generalmente obtenida en estado bruto de fusión.

(3) Un estado bruto de fusión con mayor contenido de Mn

(4) Usualmente obtenido por tratamiento térmico de normalizado.

(5) Templada en aceite y revenida para obtener una dureza deseada.

Además de los tratamientos térmicos descritos, recocido, normalizado y temple más revenido, los tratamientos térmicos de martemple y austemperado amplían aún más el espectro de propiedades de la fundición nodular. El martemple es un proceso que permite obtener una estructura martensítica generando una mínima distorsión en la pieza. Después del proceso de austenización se realiza un enfriamiento rápido hasta una temperatura entre 200°C y 260°C por un tiempo suficiente para terminar la transformación, seguido de un enfriamiento en agua.

El ciclo térmico de austemperado de la fundición nodular se muestra en la Figura 15. El ciclo es similar al aplicado en el tratamiento de austemperado de los aceros. El primer paso consiste de un calentamiento del material hasta la temperatura de austenización, en la cual debe mantenerse por un tiempo suficiente para permitir una completa homogeneización de la composición de la austenita.

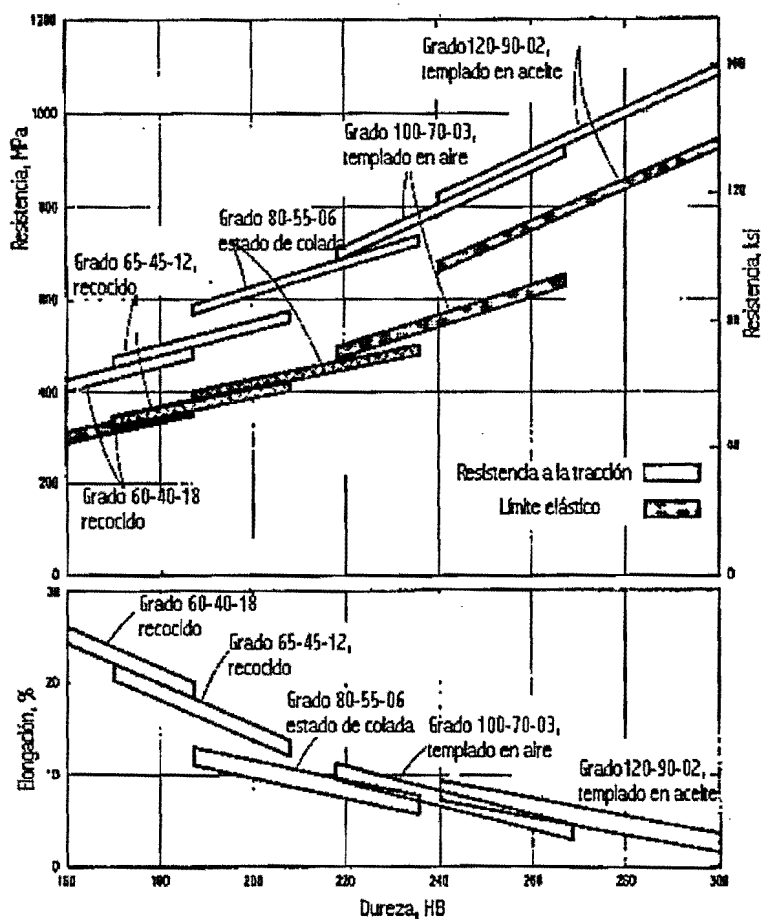


Figura 14. Relación entre propiedades mecánicas (resistencia, dureza y elongación) para las diferentes clases de fundición especificados por la norma ASTM A536-80 ⁷

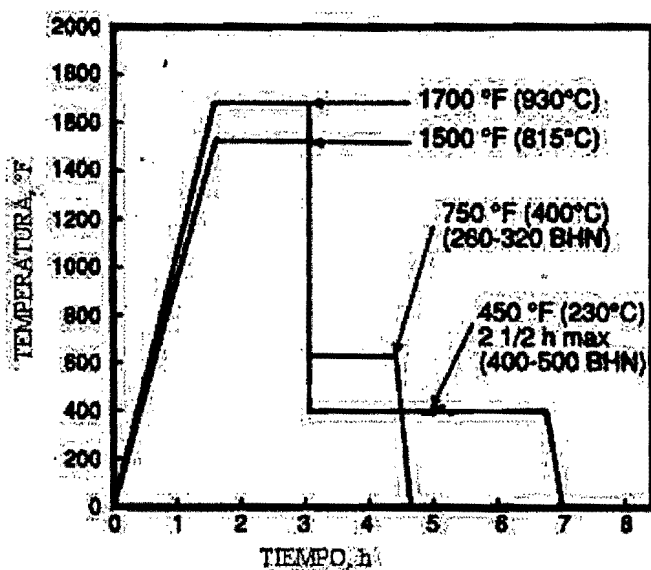


Figura 15. Ciclos térmicos típicos de austemperado aplicados a la fundición nodular.

Enseguida el componente es rápidamente transferido a un baño de sal líquida mantenido a una temperatura en el rango entre 250°C y 450°C, donde permanece por un tiempo necesario para finalizar la transformación de acuerdo al diagrama de transformación isotérmica del material. La velocidad de transferencia de un medio a otro debe ser tan rápida como sea necesario para evitar la formación de perlita durante el enfriamiento hasta la temperatura de austemperado. Finalmente, el componente es enfriado en agua o al aire hasta temperatura ambiente.

La microestructura resultante es constituida por una mezcla de ferrita bainítica y austenita estabilizada (enriquecida en carbono) a temperatura ambiente, que da al material una combinación excelente de resistencia a la tracción y tenacidad; para valores semejantes de dureza y resistencia a la tracción, la elongación del material austemperado es superior a la obtenida en tratamientos de normalizado o de temple más revenido^{25/26}, ver Figura 16. La dureza máxima obtenida con la FNA es del orden de 550 HV, pero con valores de tenacidad mayores a los conseguidos con el proceso de temple más revenido.

Este hecho le ha dado a la FNA un lugar destacado como materia para la fabricación de componentes donde se requieren valores altos de resistencia acompañados de buena tenacidad, desplazando a la fundición nodular de matriz martensítica y algunos aceros forjados en estas aplicaciones.

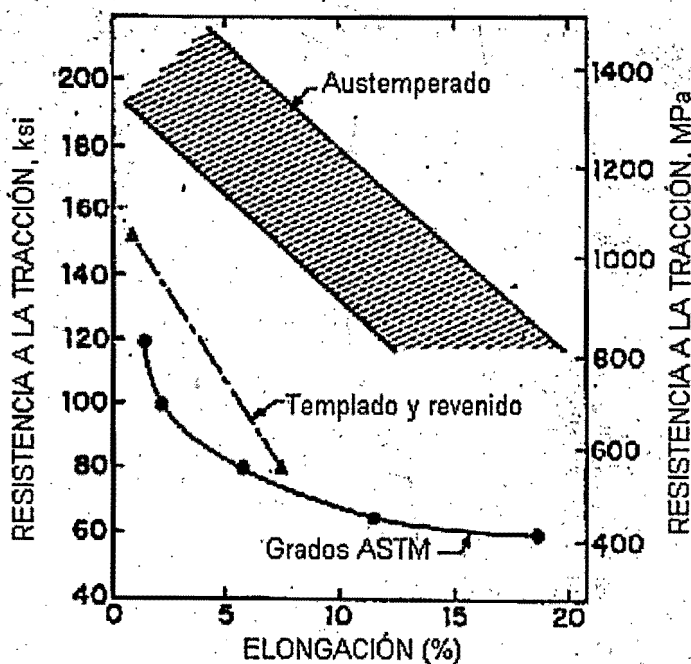


Figura 16. Relación entre la resistencia máxima a la tracción y la elongación de la fundición nodular con diferentes microestructura en la matriz metálica.²⁵

La amplia gama de propiedades encontrada en la FNA es debida a la presencia de austenita estabilizada en la microestructura; esta fase puede alcanzar un contenido de carbono próximo de 2% y su temperatura de inicio de formación de martensita, M_s , puede llegar a -120°C ². Esta austenita es termodinámicamente estable, pero puede sufrir transformación en martensita en presencia de esfuerzos, hecho que puede aumentar la resistencia al desgaste del material.²⁷

Los conceptos fundamentales sobre el tratamiento térmico de austemperado de la fundición nodular, así como las características tecnológicas del material y las variables que afectan el proceso son tema central del presente trabajo y serán discutidas en detalle a partir del próximo capítulo.

3. TRATAMIENTO DE AUSTEMPERADO DE LA FUNDICIÓN NODULAR

3.1 REACCIÓN BAINÍTICA EN LOS ACEROS.

La descomposición isotérmica de la austenita en el rango de temperaturas entre la correspondiente a la formación de la perlita (reacción eutectoide) y la de inicio de la transformación martensítica (M_s), genera un nuevo producto eutectoide denominado bainita¹¹. Semejante a la perlita, la bainita es una mezcla de ferrita y carburo, pero su microestructura es muy diferente y depende principalmente de la temperatura a la cual se forma. En temperaturas entre 350°C y 550°C la bainita es un arreglo de listones de ferrita con precipitados de cementita entre ellos, como se ilustra en la Figura 17a. Esta morfología es conocida como bainita superior. La ferrita de la bainita superior tiene una concentración de carbono (<0,03%) muy inferior a la de la austenita, por ese motivo durante el crecimiento de la ferrita, el carbono liberado se difunde hacia la austenita adyacente enriqueciéndola en carbono y favoreciendo la precipitación del carburo en esa fase junto a los listones de ferrita.²⁸

En temperaturas bajas, próximas a M_s , la rata de difusión de carbono en la austenita es muy baja favoreciéndose la precipitación de carburo al interior de las láminas de ferrita. La microestructura formada, conocida como bainita inferior, consiste de un arreglo de láminas finas de ferrita que contienen carburos precipitados, los cuales tienen una relación de orientación definida con respecto al eje de la lámina,²⁸ como se ilustra en la Figura 17b.

En los aceros bainíticos ha sido observada la presencia de un relieve superficial que muestra que la transformación de la austenita en bainita es acompañada por una distorsión en la superficie libre, semejante a la que ocurre en la transformación martensítica.²⁹ Este hecho sumado a la semejanza entre la cristalografía de la bainita superior y de la martensita de bajo carbono, apoya la hipótesis de que la transformación bainítica es del tipo martensítico. Sin embargo, se ha demostrado que la formación de la ferrita en la transformación bainítica es controlada por la difusión de carbono hacia la austenita adyacente. Existen por lo tanto, características de la transformación bainítica de los aceros que son propias de las transformaciones martensíticas y de las transformaciones difusivas.

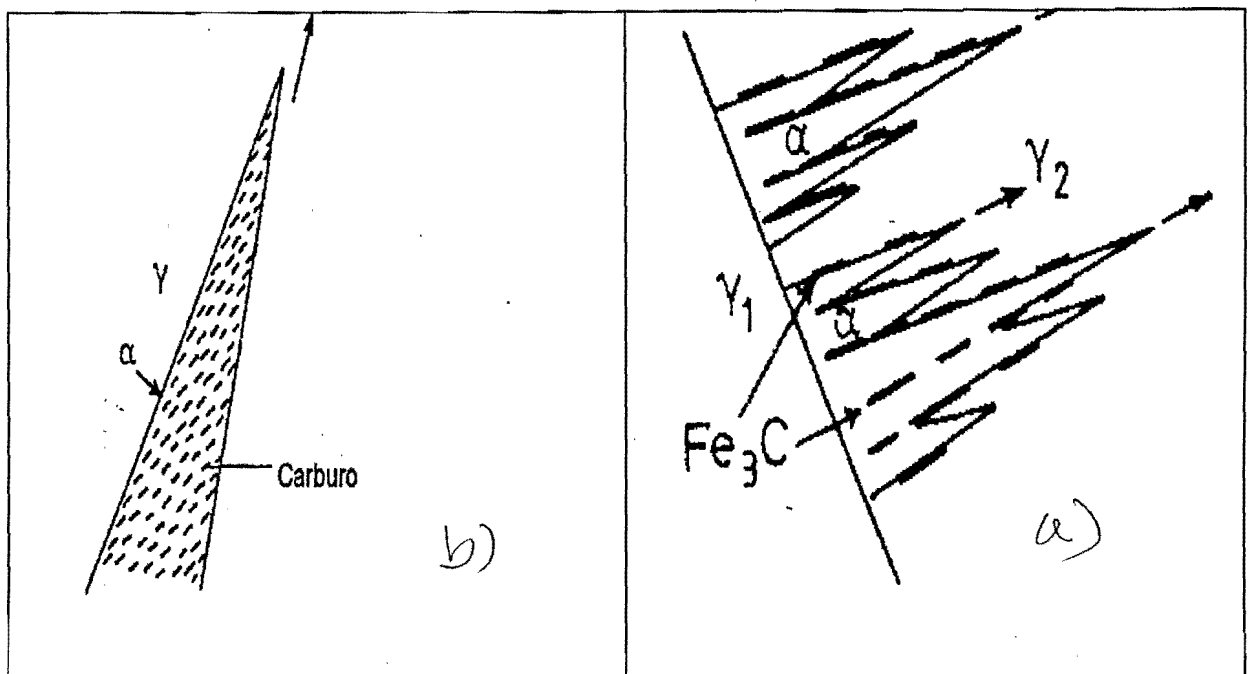


Figura 17. Morfología de la bainita en los aceros.

La cinética de formación de la bainita tiene una curva en forma de C, en un diagrama T.T.T. semejante a la curva típica de los procesos de transformación que ocurren por nucleación y crecimiento, con un periodo de incubación bien definido antes del inicio de la formación de la bainita. En los aceros al carbono ocurre un traslape significativo entre la parte inferior de la reacción perlítica y la superior de la reacción bainítica, como se ilustra en la Figura 18a. La adición de algunos elementos de aleación, que afectan de manera diferente la velocidad de transformación perlítica y bainítica,^{30/31} modifican la forma de esas curvas y puede llegarse a dar una separación de ellas, como se muestra en la Figura 18b, dependiendo de la cantidad y del tipo de elemento de aleación.

Otra característica importante de la reacción bainítica con relación a su cinética, es la existencia de una temperatura bien definida por encima de la cual la austenita no transforma en bainita, semejante a la temperatura M_s de la martensita. Tal temperatura, denominada B_s (Bainite start), es determinada por la composición química de la austenita. Esto implica que la fracción volumétrica de bainita formada aumenta con la disminución de la temperatura de tratamiento isotérmico. En la temperatura de fin de formación de bainita, denominada B_f (Bainite finish), la microestructura del acero es totalmente bainítica.

En las temperaturas intermedias, entre B_s y B_f , siempre existirá austenita residual la cual transformará con menor velocidad después de un periodo de tiempo.¹⁵ Ese periodo de tiempo es pequeño en los

aceros al carbono (pocos segundos), pero es muy largo en los aceros altamente aleados con cromo y silicio.^{32/33/34} En estos aceros se obtiene una fracción residual de austenita cuando se hace el enfriamiento hasta la temperatura ambiente después de tiempos razonables (algunas horas) de permanencia en la temperatura de austemperado; esto originó que algunos autores²⁹ definieran la transformación bainítica como una "transformación incompleta", mientras que otros investigadores la han definido como "transformación con éxtasis", o con "interrupción temporal".³⁴

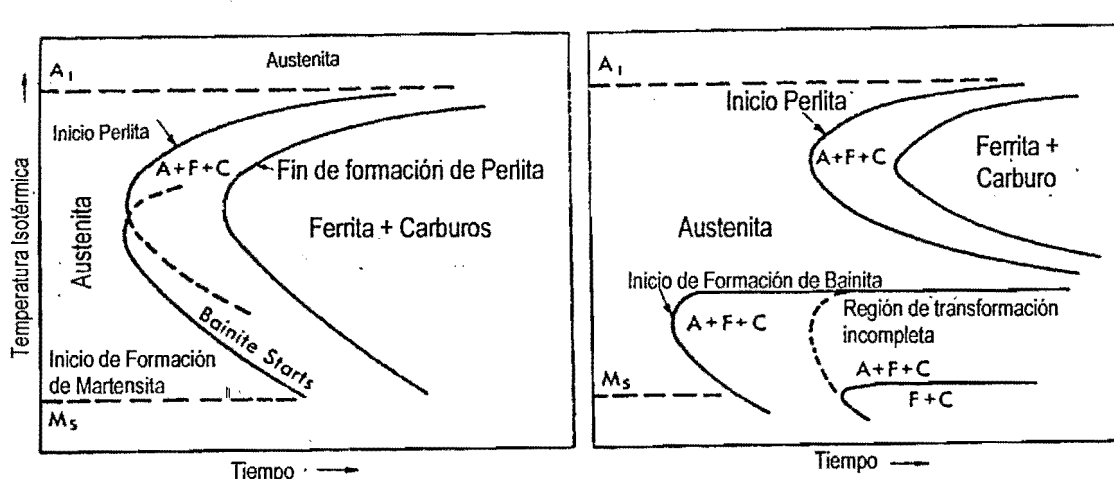


Figura 18. Curvas T-T-T para un acero al carbono y uno de alta aleación, mostrando el efecto en la cinética de formación de la bainita.³⁰

Este tipo de reacción ha sido estudiado intensamente en las aleaciones Fe-C-Si, aceros con alto contenido de silicio, los cuales presentan una estabilización temporal de la austenita durante el proceso de austemperado debido al aumento de carbono en esa fase; esta austenita es enriquecida en carbono debido a la inhibición de la formación de carburo causada por la presencia de silicio en la aleación. El mecanismo por el cual el silicio actúa es semejante al encontrado en tratamiento térmico de revenido de la martensita de los aceros que contienen silicio³⁵; la solubilidad del silicio en la cementita es muy baja si se compara con su solubilidad en la austenita (matriz), lo cual promueve una acumulación de ese elemento en la intercara. Para que pueda ocurrir precipitación de cementita es necesaria la difusión del silicio hacia fuera de la región donde debe ocurrir la precipitación y, de carbono en la dirección contraria. Debido a que la solución sólida Fe-Si es sustitucional, la difusión del silicio es muy lenta y produce el atraso en la formación del carburo. La reacción bainítica en estas aleaciones ha sido interpretada^{34/36} de las dos formas antes mencionadas; sin embargo, la transformación puede ser considerada como completa aunque ocurra una interrupción temporal (éxtasis) durante la reacción.

Según lo descrito anteriormente, la cinética de la reacción bainítica de las aleaciones Fe-C-Si puede ser dividida en dos etapas. En la primera ocurre la nucleación y el crecimiento de láminas de ferrita dentro de la austenita, como se ilustra esquemáticamente en la Figura 19. Al mismo tiempo ocurre la difusión de carbono liberado por la formación de ferrita bainítica hacia la austenita adyacente.

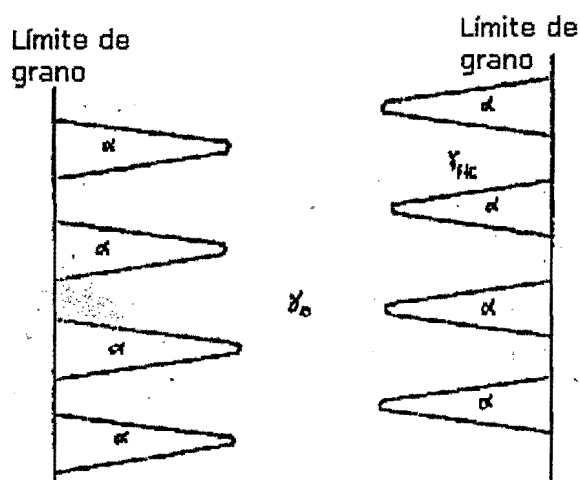


Figura 19. Diagrama esquemático del crecimiento de la ferrita a partir de la austenita, durante la primera etapa del tratamiento de austemperado.³⁷

El enriquecimiento en carbono genera estabilidad en la austenita con respecto a la transformación austenita/ferrita, produciendo una interrupción temporal de la reacción. Sin embargo, la austenita de alto carbono no es estable indefinidamente; si el material permanece por largo tiempo a la temperatura de tratamiento, ocurre la descomposición de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos; esta es la segunda etapa de la transformación.

La Figura 20 muestra la evolución de la cinética de transformación de la austenita inicial con el tiempo de tratamiento de austemperado para una aleación Fe-C-Si, después del enfriamiento hasta temperatura ambiente; las dos etapas de la reacción son mostradas esquemáticamente. Se observa que la fracción de austenita estabilizada alcanza un máximo que permanece por un periodo de tiempo; durante ese tiempo la fracción de ferrita bainítica también permanece constante mostrando que hay una interrupción temporal de la reacción.

Si el tratamiento es interrumpido luego de finalizar la primera etapa, la microestructura estará formada por ferrita bainítica y austenita estabilizada, en cantidades que varían principalmente con la temperatura de tratamiento de austemperado, dando como resultado un material con una excelente combinación de

propiedades mecánicas – tenacidad y resistencia a la tracción – difíciles de conseguir con otros tratamientos térmicos de las aleaciones hierro - carbono. Esta primera etapa es llamada por algunos autores como etapa de **tenacidad**.³⁷

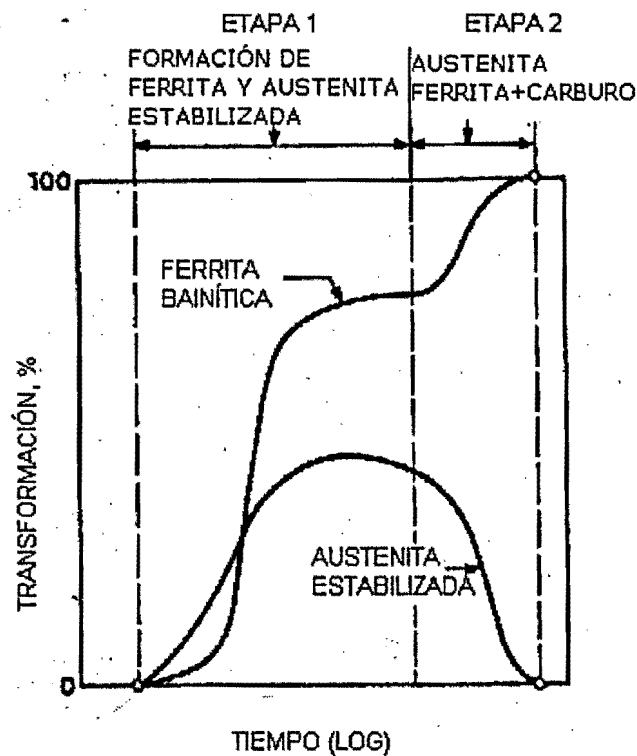


Figura 20. Diagrama esquemático de las etapas de la transformación de la austenita durante el tratamiento de austemperado de una aleación Fe-C-Si.^{37/38}

La segunda etapa de la reacción, consistente en la descomposición de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos, origina un aumento de la fracción volumétrica de ferrita bainítica y una reducción de la austenita estabilizada, como se muestra en la Figura 20. Los resultados de algunos investigadores en aceros al silicio sugieren que se pueden presentar diferentes tipos de carburos y que su precipitación ocurre dentro de la austenita^{39/40}. La segunda etapa de la reacción produce una caída en las propiedades mecánicas principalmente la tenacidad y la ductilidad, por lo que es conocida como etapa de **fragilización**.³⁷

La Figura 21 muestra la caracterización de la influencia de las dos etapas de la reacción de austemperado en la ductilidad de una aleación Fe-C-Si. Teóricamente, el punto A representa el fin de la primera etapa y el punto B el inicio de la segunda etapa; durante el intervalo de tiempo A-B la máxima ductilidad permanece estable.

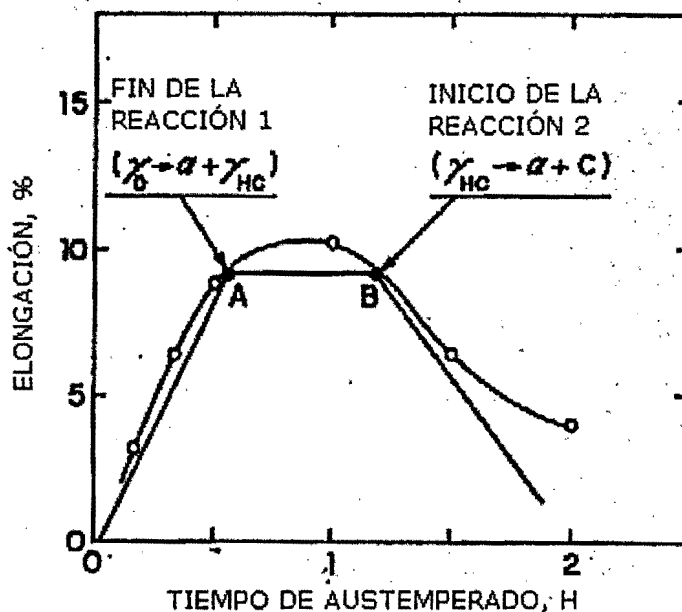


Figura 21. Caracterización ideal de la influencia de las reacciones de austemperado en la ductilidad de una aleación Fe-C-Si.³⁷

3.2 REACCIÓN DE AUSTEMPERADO EN LA FUNDICIÓN NODULAR.

3.2.1 Cinética total - Ventana del Proceso.

La fundición nodular es básicamente una aleación Fe-C-Si, con contenidos de silicio que oscilan entre 2% y 3% en peso. Esa cantidad es suficiente para producir un fuerte atraso en la formación de cementita, durante la transformación de la austenita en temperaturas intermedias entre la formación de la perlita y de la martensita, correspondientes a la formación de la bainita en las aleaciones Fe-C. Por lo tanto, esta transformación puede ser modelada como un proceso que ocurre en dos etapas,^{41/42} semejantes a las que se presentan en los aceros al Silicio.

Considerando una aleación Fe-C-Si, con una matriz homogénea y con los contenidos de silicio suficientes para promover la separación de las dos etapas (procesos no competitivos), el tratamiento de austemperado tendría una cinética ideal como la presentada en la Figura 22a.

En el esquema de esa figura, la *curva 1* representa la cinética ideal de formación de austenita de alto contenido de carbono en una fundición nodular base (sin aleantes). En el tiempo t_1 se obtiene el máximo

de austenita que quedaría estabilizada hasta el tiempo t_2 , cuando se inicia la precipitación de carburo. La cinética de esta es descrita por la *curva 2*. Para obtener altos valores de ductilidad y resistencia al impacto, el tratamiento debe ser interrumpido entre los tiempos t_1 y t_2 , cuando la microestructura es compuesta por austenita estabilizada y ferrita bainítica. La diferencia entre los tiempos t_1 y t_2 es llamada "**ventana del proceso**",⁴³ y su magnitud depende principalmente de la composición química del material y del ciclo aplicado en el proceso de austemperado. La Figura 22b muestra que la adición de elementos aleantes produce un desplazamiento de ambas etapas hacia tiempos mayores causado por el aumento de la templabilidad de la austenita. Adicionalmente, se muestra el cambio producido en la cinética del proceso debido a la segregación de los aleantes, curva 3 en la Figura 22b, el cual genera una reducción de la ventana del proceso.

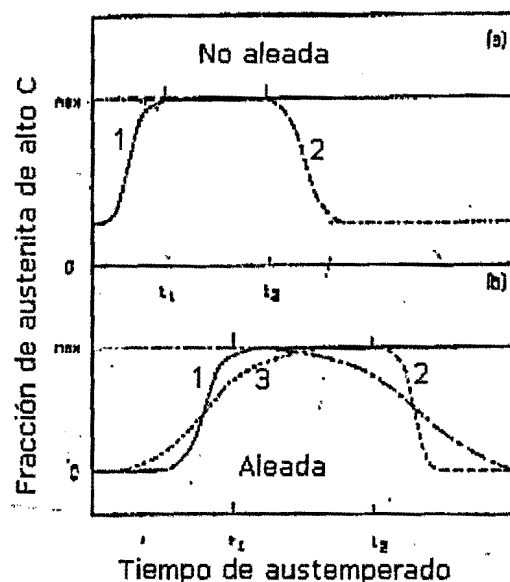


Figura 22. Diagrama esquemático que representa la cinética ideal de austemperado en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada.⁴⁴

La Figura 23 presenta esquemáticamente, la comparación entre las curvas ideal y real que describen la cinética de la transformación durante el proceso de austemperado; se observa que en la práctica las dos etapas se superponen parcialmente. Este traslape puede ser explicado por las siguientes razones:

- Las dos etapas son procesos de nucleación y crecimiento, y por lo tanto, cuando se forma la primera fracción de austenita estabilizada, existen las condiciones para el inicio de la precipitación de carburos. Puede afirmarse entonces que esos procesos son simultáneos y que se desarrollan con velocidades muy diferentes.

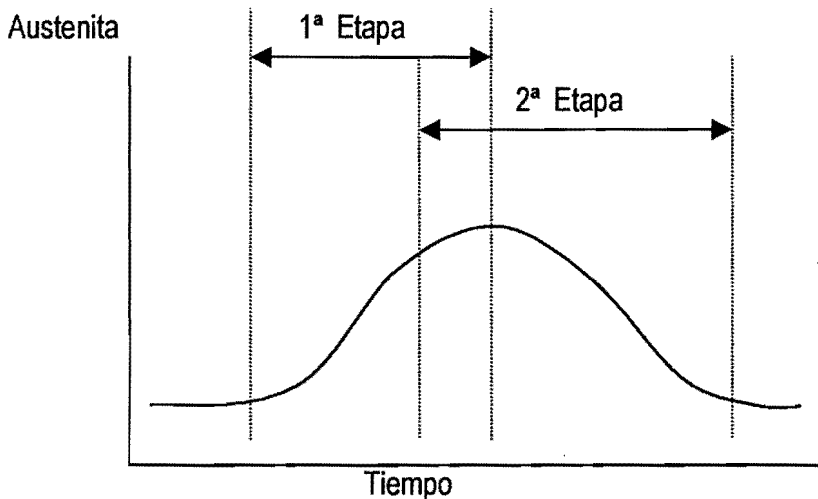


Figura 23. Diagrama esquemático que representa la cinética real de austemperado, mostrando la superposición de las etapas en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada⁴³.

- La fundición nodular presenta micro segregación de algunos elementos de aleación, sea para la región próxima al nódulo o para la región intercelular.^{45/46} Esos elementos afectan la solubilidad y difusividad del carbono en la austenita generando diferentes velocidades de transformación. Los elementos grafitizantes aumentan la velocidad de transformación; los formadores de carburos, por otro lado, producen una cinética más lenta, debido a la estabilización de la austenita.

La **ventana del proceso** tiene un significado tecnológico muy importante para la FNA. Permite conocer el tiempo necesario para obtener las propiedades mecánicas óptimas en un determinado ciclo térmico aplicado; con tiempos de tratamiento menores a t_1 existirá presencia de martensita en la microestructura, que genera la fragilización del material. También permite conocer el tiempo en el cual se inicia la etapa de fragilización (t_2). Para fines de aplicación industrial del proceso es conveniente que esa diferencia de tiempos sea lo más amplia posible, o sea valores pequeños de t_1 y valores grandes de t_2 , evitando así que la fragilización ocurra debido a las variaciones en los tiempos de proceso normales en las plantas de tratamiento térmico. Es importante anotar que la ventana del proceso puede ser alterada (ampliada) por la adición de elementos de aleación a la fundición nodular base, permitiendo lograr un compromiso entre el diseño de la aleación y el ciclo térmico de aplicación industrial.

Para determinar los tiempos que definen la ventana del proceso pueden ser utilizados dos criterios:^{47/48} el primero se basa en la medida de las propiedades mecánicas y el segundo en la cinética de transformación de la austenita. El procedimiento utilizado en el primer criterio consiste en seleccionar un rango de temperaturas de austemperado y medir las propiedades mecánicas especificadas (límite

elástico, resistencia a la tracción, ductilidad y tenacidad) como una función del tiempo de tratamiento. Los datos obtenidos son presentados en la forma de mapas que relacionan el valor de la propiedad con la temperatura y el tiempo de austemperado. La Figura 24 muestra un ejemplo de determinación de esos tiempos para una fundición nodular aleada con Cu y Ni, reportada por DARWISH y ELLIOT.⁴⁸ La figura muestra con líneas a trazos la ventana del proceso que produciría una fundición nodular con mínimo 980 MNm⁻² de resistencia a la tracción, 790 MNm⁻² de límite elástico, 120 J de energía absorbida en el ensayo de impacto, y una elongación de 9%, con un tratamiento de austemperado a 370°C por tiempos entre 120 y 240 minutos.

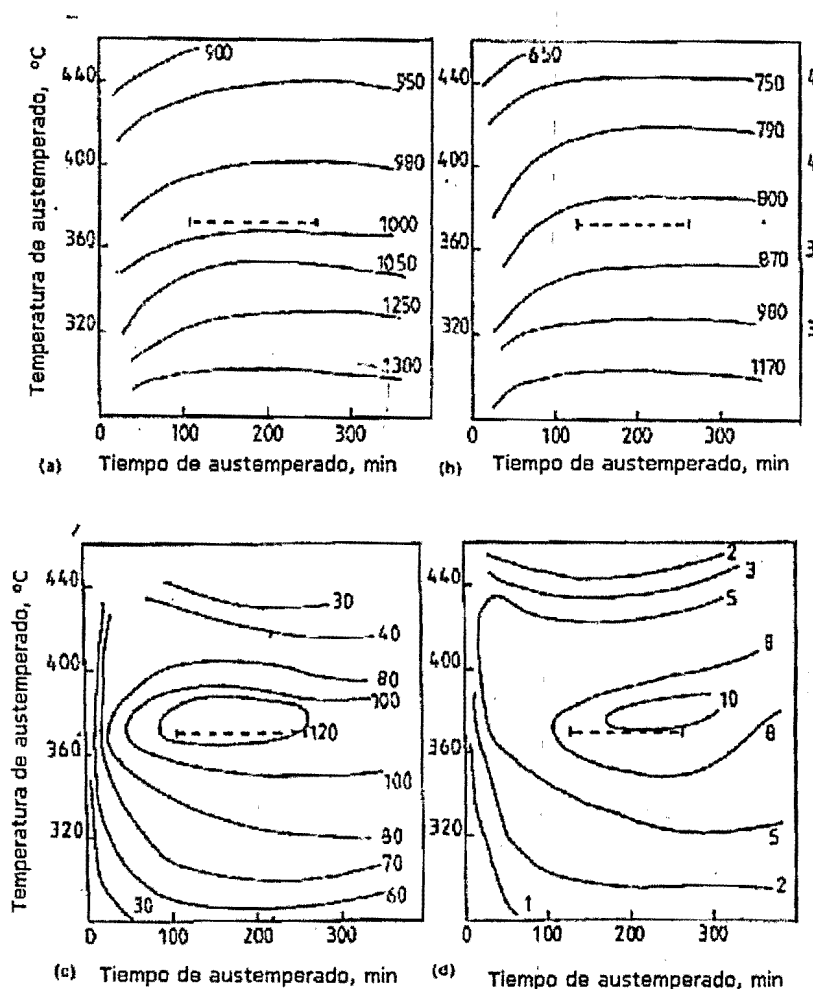


Figura 24. Mapas de contorno para la determinación de la ventana del proceso para una fundición nodular austenizada a 900°C. a) Resistencia a la tracción; b) Límite elástico; c) Energía de impacto Charpy; y d) Elongación.⁴⁷

Este método presenta dos desventajas que es importante mencionar. En primer lugar el método no está directamente relacionado con las características microestructurales de la matriz metálica, que son quienes gobiernan las propiedades mecánicas. Por ejemplo, una variación en la temperatura de austenización podría permitir la obtención de mejores propiedades mecánicas y desplazar la ventana del proceso. La segunda desventaja es de tipo práctico, pues la determinación de la ventana del proceso por este método se convierte en un trabajo largo y costoso debido a la cantidad de ensayos y de material involucrados.

El segundo criterio utiliza la variación de las fracciones volumétricas de martensita y de austenita estabilizada con el tiempo de tratamiento de austemperado. El tiempo t_1 es calculado a través de la medida de la variación de la fracción volumétrica de martensita, determinada a través de microscopía óptica; este constituyente es el más perjudicial para las propiedades mecánicas de tenacidad y ductilidad. Un gráfico de logaritmo natural de la fracción volumétrica de martensita contra el logaritmo natural del tiempo de austemperado, permite determinar el tiempo para el cual la fracción de martensita es cero, como se ilustra en la Figura 25.

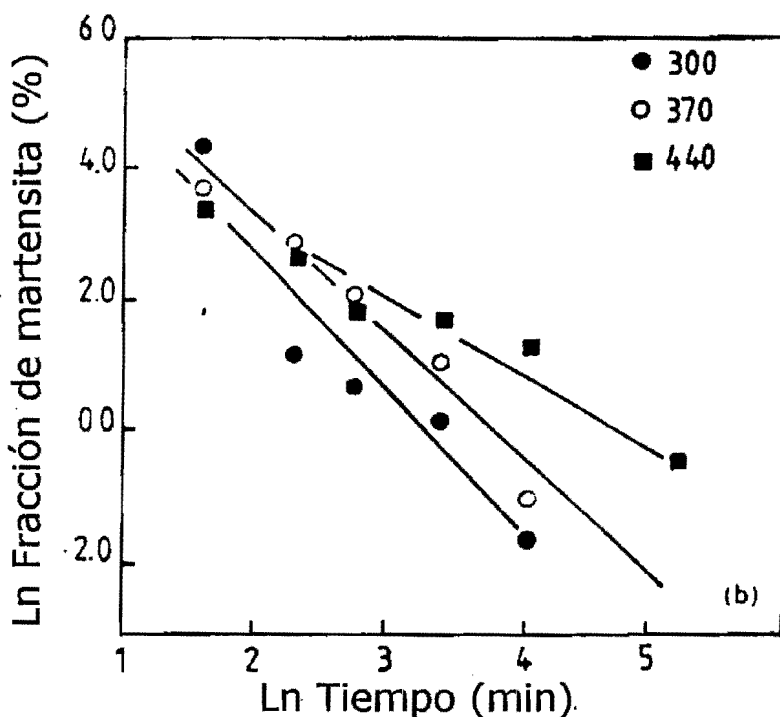


Figura 25. Variación de la fracción de martensita con el tiempo de austemperado para una fundición nodular tratada a 300°C, 370°C y 440°C. ⁴⁸

MOORE et al.⁴⁷ propusieron que se adoptara una fracción residual de 1% de martensita como limite para determinar el tiempo t_1 , afirmando que esa fracción no seria perjudicial para las propiedades mecánicas. DARWISH & ELLIOT⁴⁸, por otra parte, sugirieron que ese limite debería ser menor; esta recomendación fue hecha con base en un estudio intensivo para determinar la ventana del proceso en fundiciones nodulares de bajo contenido de Mn, comparando los tiempos t_1 y t_2 obtenidos utilizando los dos criterios; las propiedades mecánicas óptimas fueron alcanzadas en tiempos de tratamiento mayores al correspondiente a la obtención de una fracción volumétrica de martensita de 1%, limite propuesto por MOORE et al.^{43/47}

La determinación del tiempo t_2 (inicio de la segunda etapa) usando el segundo criterio es realizada a través de la variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada con el tiempo de tratamiento; la medida de la variación de esa fase se hace a través de pruebas de Difracción de Rayos X o de metalografía cuantitativa. La fracción volumétrica alcanza un máximo que permanece constante hasta el tiempo t_2 , donde comienza a disminuir; la caída en la fracción de austenita es un indicador indirecto de la formación de carburos. El método propuesto consiste en trazar una línea horizontal en el valor de 90% de la máxima fracción de austenita como se muestra en la Figura 26. Tal línea intercepta la curva en los valores t_{min} y t_{max} . El valor de t_2 es calculado por la siguiente expresión:^{47/48}

$$\ln t_2 = (\ln t_{max} + \ln t_{min}) / 2$$

Ecuación 3

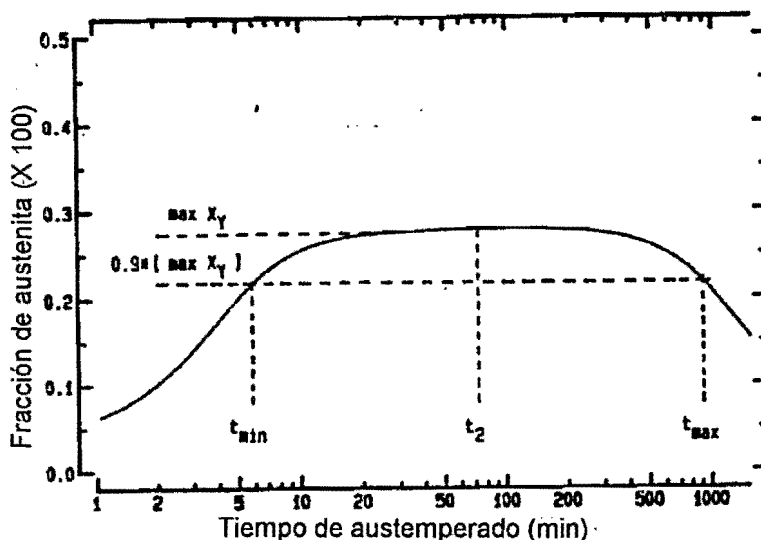


Figura 26. Método para determinar el tiempo de inicio de la segunda etapa (t_2).⁴⁸

El segundo método para la determinación de la ventana del proceso tiene como ventaja principal que los valores de tiempo encontrados se derivan directamente de las características de la microestructura. Las propiedades mecánicas medidas para los tiempos encontrados por ese método deben corresponder a las máximas determinados si se utiliza el criterio de propiedades mecánicas.

La Tabla 4 presenta algunos valores de tiempos t_1 y t_2 reportados en la literatura y que muestran el efecto de algunas variables como composición química y condiciones de tratamiento. Se observa claramente la influencia de la temperatura de austenización, de la temperatura de austemperado y de la composición química de la fundición nodular; específicamente, la adición de manganeso produce un aumento del tiempo de finalización de la primera etapa (t_1). La influencia de estas variables en la ventana del proceso será discutida con detalle más adelante.

Tabla 4. Variación de los tiempos t_1 e t_2 para diferentes aleaciones con diferentes ciclos de tratamiento de austemperado.

LIGA	T_γ (°C)	T_A (°C)	t_1 (min)	t_2 (min)	$t_2 - t_1$	Ref.
2,5 %Si, 0,13 %Mn	927	371	30	60	30	65
2,5 %Si, 0,13 %Mn	927	316	20	-	-	65
2,5 %Si, 0,20 %Mn	871	371	5	30	25	63
2,5 %Si; 0,20 %Mn	927	371	20	70	50	63
2,5 %Si; 0,4 %Mn	927	371	200	180	-20	63
2,5 %Si; 0,4 %Mn	871	371	20	40	20	63
2,77 %Si, 0,33 %Cu	900	370	20	100	80	64
2,8 %Si; 1,02 %Ni; 0,90 %Cu	900	370	20	150	130	64
2,77 %Si, 0,33 %Cu	900	300	15	600	585	64

3.2.2 Microestructura

La temperatura de austemperado define la microestructura de la matriz metálica obtenida al final de la primera etapa, a través de su influencia en los procesos de nucleación y crecimiento de la ferrita bainítica. En tratamientos realizados a temperaturas superiores a 350°C, la rata de nucleación de la ferrita es baja, pero la velocidad de crecimiento es alta debido a la rápida difusión del carbono en la austenita adyacente. La microestructura resultante al final de la primera etapa es formada por paquetes de láminas grandes de ferrita bainítica separadas por regiones de austenita estabilizada, como se ilustra

en la Figura 27. En esa figura se observan también algunas regiones de austenita con forma de bloques ubicados cerca al nódulo y entre las láminas de ferrita bainítica. Algunas de esas áreas pueden contener agujas de martensita, formadas debido al bajo contenido de carbono o a la heterogeneidad de la distribución de ese elemento en la región. Esas regiones de austenita con forma de bloque desaparecen con tiempos mayores de tratamiento que permiten la homogeneización del contenido de carbono.

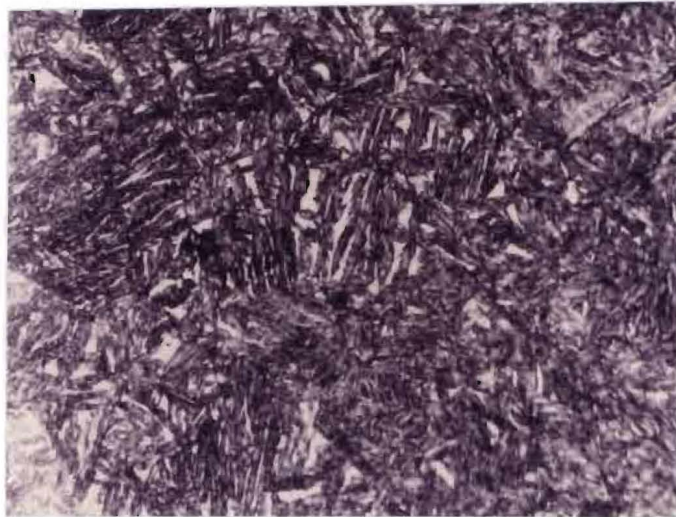


Figura 27. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 400°C durante 1 hora.

La precipitación de carburos en la ferrita bainítica formada en temperaturas de austemperado superiores a 350°C, es un tema polémico. DUBENSKY & RUNDMAN,⁴⁹ reportaron la formación de carburos ϵ en la intercara de la ferrita que crece dentro de la austenita. Un resultado similar fue reportado por SIDJANIN & SMALLMAN⁵⁰, quienes detectaron la formación de carburos dentro de la ferrita en una fundición nodular base después de tratamientos durante dos horas a 350°C. Por otro lado, BOSCHEM et al.⁵¹ investigaron el proceso de austemperado en una fundición nodular base (sin elementos de aleación) tratada a 400°C; esos autores no encontraron ningún tipo de carburo precipitado; resultado semejante fue presentado por ARANZABAL et al.⁵² Estos autores no encontraron precipitación de carburos en una fundición nodular aleada con Ni y Cu austemperada a 300°C y 370°C, aún con tiempos largos de tratamiento. Este último resultado confirmaría la hipótesis presentada por muchos autores sobre la formación de ferrita exenta de carburos en esas temperaturas de austemperado.

Varias técnicas han sido utilizadas para identificar los carburos formados, así como para detectar el inicio de la precipitación de los mismos; los procedimientos utilizados no han tenido, sin embargo, mucho éxito. El tamaño reducido de los precipitados no permite la utilización de microscopía óptica; el uso de microscopía electrónica de transmisión es limitado por la dificultad de preparación de la lámina fina, causada por la presencia de los nódulos de grafito y la utilización de difracción de rayos X es perjudicada por la pequeña fracción volumétrica de carburos.

En la práctica, esa precipitación es inferida a partir de la caída de la fracción volumétrica de austenita estabilizada o, a través de la medición de propiedades mecánicas, procedimientos que no son concluyentes. Una fuerte caída de la energía absorbida en el ensayo de impacto charpy, y de ductilidad, en el ensayo de tracción, está relacionada con la ocurrencia de la segunda etapa.^{53/54} La disminución de esas propiedades esta asociada a dos factores: en primer lugar a la disminución de la fracción volumétrica de austenita estabilizada, fase de estructura cúbica de cara centrada de gran capacidad de deformación; y en segundo lugar, a la formación de carburos propiamente dicha que puede generar una película más o menos continua en las intercaras, siendo camino favorable para el avance de grietas, como fue mostrado por DUBENSKY y RUNDMANN⁴⁹.

Es importante mencionar que la microestructura encontrada en estas fundiciones austemperadas a temperaturas altas, al final de la primera etapa de la reacción, es diferente a la bainita encontrada en los aceros al carbono sometidos a tratamiento similar. Como fue descrito anteriormente, en la fundición nodular (aleación Fe-C-Si) la ferrita bainítica es acompañada por austenita estabilizada y la fase carburo de hierro puede estar ausente. Por esta razón se considera erróneo hablar de formación de bainita en la fundición nodular al final de la primera etapa, pues tanto su microestructura como sus propiedades difieren fuertemente de las encontradas en los aceros². Algunos autores han propuesto diferentes nombres para designar la microestructura formada al final de esa etapa de la reacción, siendo el más común el de "ausferrita".^{25/55}

La microestructura obtenida al final de la segunda etapa de la reacción, producto de la descomposición de la austenita enriquecida en carbono, estará formada por ferrita y carburos precipitados, lo que corresponde más a la descripción de la bainita superior encontrada en los aceros al carbono sometidos a ese tratamiento.

Se puede concluir entonces, que el proceso de formación de la microestructura durante el austemperado de la fundición nodular tiene la secuencia mostrada en la Figura 28, en la cual se observa que hay un paso por la microestructura "ausferrita" antes de alcanzar la condición bainítica.

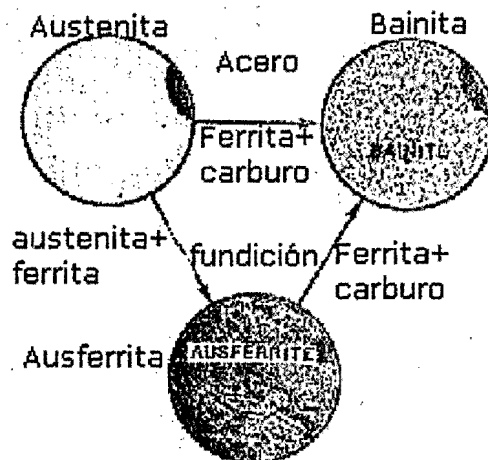


Figura 28. Secuencia de transformación de la austenita durante la reacción de austemperado de la fundición nodular.

En el caso de tratamientos a temperaturas bajas – correspondientes a bainita inferior – la rata de nucleación de la ferrita es alta, pero su crecimiento es lento debido a la baja difusividad del carbono en la austenita en esas temperaturas. La microestructura resultante es un arreglo fino de láminas de ferrita bainítica distribuidas uniformemente en la matriz, con austenita retenida entre ellas, como lo ilustra la Figura 29. En este rango de temperaturas, menores a 350°C, los investigadores coinciden en afirmar que el crecimiento de la ferrita es acompañado por la precipitación de carburos (ϵ ó cementita) al interior de las láminas de ferrita o en la intercara α/γ en movimiento.^{40/56/57}

Esto puede ser explicado a partir del cálculo del coeficiente de difusión del carbono en la ferrita y en la austenita, como fue sugerido por LOPER y VOIGH⁵⁸. A 400°C el coeficiente de difusión en la ferrita dividido por el coeficiente de difusión en la austenita da un valor de 4700, mientras que a 300°C ese cociente alcanza un valor de 36600. Así, en bajas temperaturas el carbono rechazado en la transformación no difunde hacia la austenita, resultando en la precipitación de carburo dentro de la ferrita y una reducción de la fracción volumétrica de austenita estabilizada.



Figura 29. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 280°C durante 1 hora.

3.2.3 Cinética y variación microestructural en la primera etapa.

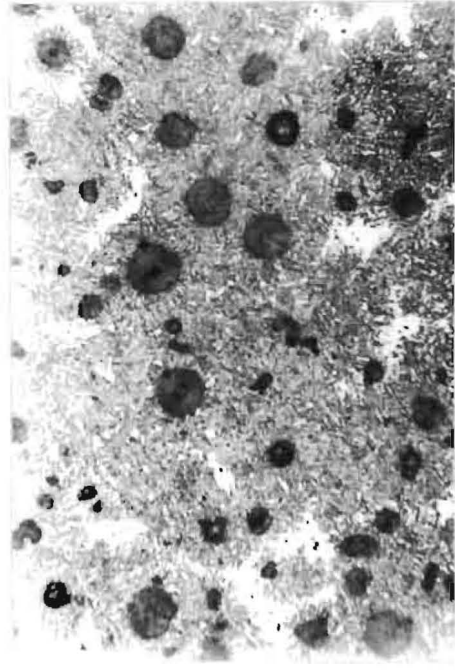
El tiempo en el cual finaliza la primera etapa (t_1) es dependiente de la velocidad de la misma, que a su vez es afectada por las variables del proceso. Para describir la cinética de esa etapa se presenta a continuación la evolución de la microestructura con el tiempo de tratamiento para una fundición nodular, (2,72%Si, 3,48%C, 0,44%Mn, 0,88%Ni, 0.17%Mo) austenizada a 925°C y austemperada a 400°C por diferentes tiempos, la cual fue determinada experimentalmente por el autor ^{59/60}, ver figura 30.

En la Figura 30a se puede observar que el proceso se inicia con la nucleación y crecimiento de láminas de ferrita bainítica en los límites de grano de la austenita y en la intercara nódulo/austenita, las regiones blancas son constituidas por martensita, formada durante el posterior enfriamiento del material en agua. Sin embargo, en esas regiones pueden encontrarse áreas formadas por austenita retenida (no enriquecida en carbono) originadas por diferencias de composición química debidas a la segregación durante la solidificación de la fundición, como fue descrito en el aparte 2.2.

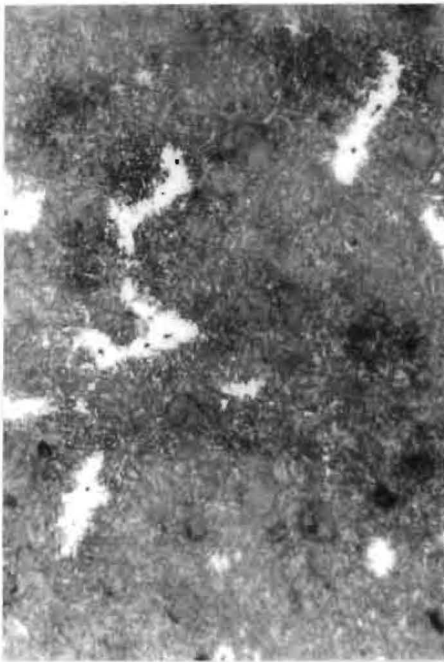
En la Figura 30b, correspondiente a 30 minutos de tratamiento, se observa que la transformación tiene un avance significativo en las regiones aledañas al nódulo de grafito, pero existen aún regiones no transformadas que están asociadas a la zona intercelular, última región en solidificar.



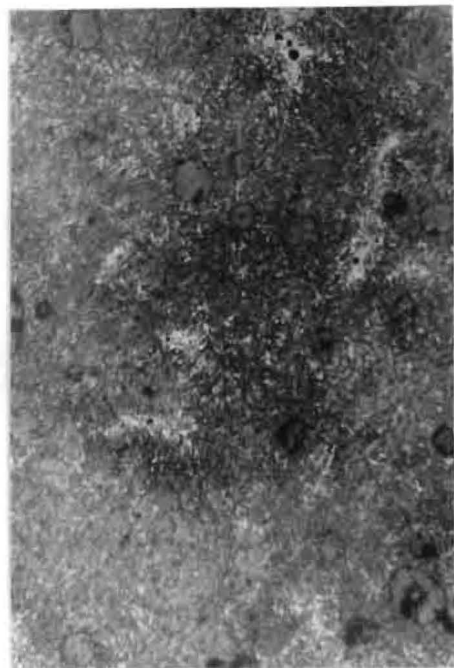
a)



b)



c)



d)

Figura 30. Microestructura de una fundición nodular aleada con Ni, Mn y Mo austemperada a 400°C durante a) 5 minutos b) 30 minutos, c) 6 horas y d) 16 horas .⁵⁹

Con seis horas de tratamiento, Figura 30c, persisten las zonas blancas en esas regiones, mostrando que la nucleación de ferrita bainítica no se ha iniciado aún. El atraso en la transformación de la austenita en la región intercelular puede ser explicado a través de la composición química de esta fundición, que presenta contenidos de Mn y Mo altos. Estos dos elementos segregan fuertemente para esas regiones, aumentando la templabilidad de la austenita. El contenido de Mn en esa región puede alcanzar valores de 1,5% para un contenido nominal de 0,45 en la fundición nodular.

La muestra austemperada por 16 horas, Figura 30d, presenta una transformación bastante avanzada en la región intercelular; sin embargo, la microestructura no es tan homogénea como la obtenida en el resto de la matriz.

La variación de las fracciones volumétricas de los constituyentes, ferrita bainítica, austenita estabilizada y martensita, medidas utilizando metalografía cuantitativa, para tiempos entre 5 minutos y 6 horas de tratamiento es mostrada en la Figura 31; para una mejor ilustración se colocan los valores de las fracciones correspondientes a cada tiempo.

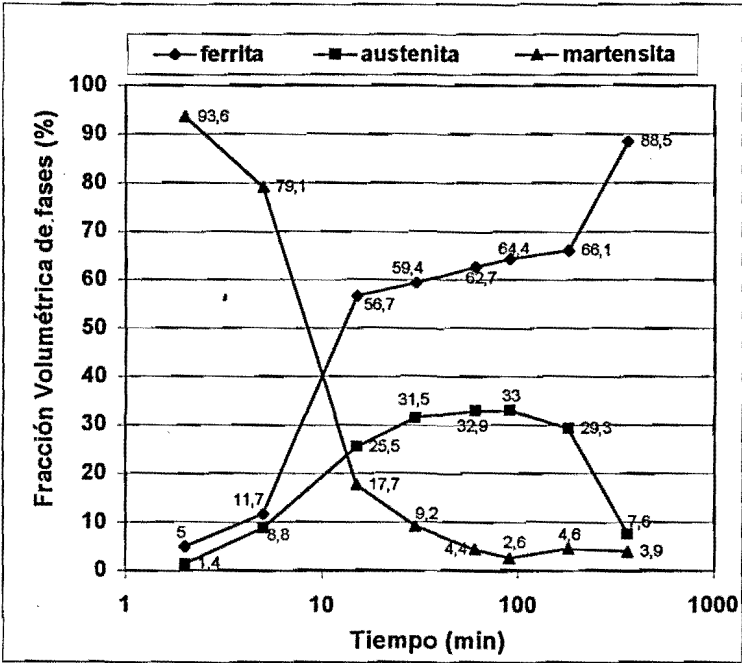


Figura 31. Variación de la fracción volumétrica de ferrita bainítica, martensita y austenita estabilizada con el tiempo de tratamiento para una fundición nodular aleada con Ni, Mn y Mo.⁵⁹

En esa figura se observa que la reacción presenta una velocidad muy baja de formación de ferrita bainítica entre 30 y 180 minutos, confirmando que existe una interrupción temporal de la reacción,

propia de las aleaciones Fe-C-Si. La fracción de martensita en la microestructura cae rápidamente en el inicio de la reacción y su variación se hace muy lenta a partir de una hora de tratamiento. Se observa además que entre 100 y 360 minutos hay un leve aumento de esa fracción, atribuible a la pérdida de estabilidad de la austenita en esas regiones con la permanencia a la temperatura de 400°C.

Utilizando el criterio de la cinética, con base en la variación de la fracción de martensita explicado en el numeral 3.2.1, es posible determinar el valor del tiempo en el cual ha finalizado la primera etapa (t_1). La matriz tratada durante 360 minutos presenta una fracción de martensita de 3,9%; esto indica que si se toma una fracción residual de martensita igual a 1% como límite para determinar la finalización de la primera etapa, esta no ha finalizado para ese tiempo,. El tiempo proyectado (extrapolado) utilizando el gráfico de variación de \ln de fracción volumétrica martensita con \ln de tiempo, ilustrado en la Figura 32, para esa fundición austemperada a 400°C da como resultado un tiempo aproximado de 800 minutos.

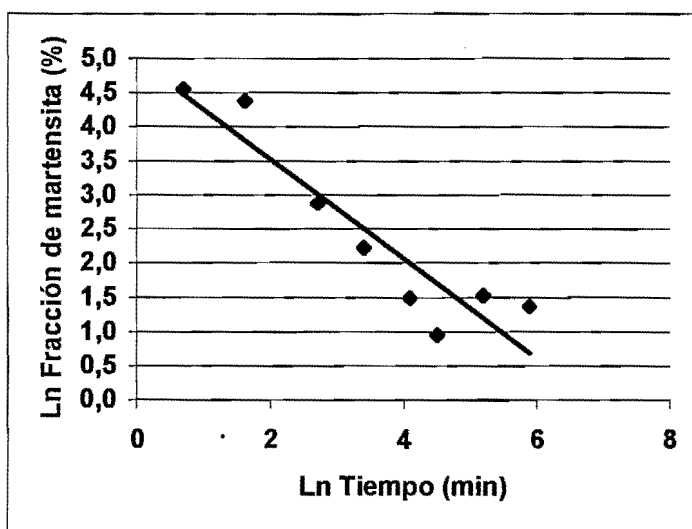


Figura 32. Variación del \ln de la fracción de martensita con el \ln tiempo de austemperado a 400°C para una fundición nodular aleada con Ni, Mn y Mo.⁵⁹

El tiempo de inicio de la segunda etapa puede ser determinado utilizando el mismo criterio de la cinética, a partir de la variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada con el tiempo de tratamiento. Para la fundición nodular que se analiza aquí, se obtuvo un tiempo (t_2) de aproximadamente 100 minutos. Como conclusión importante se tiene que el tiempo t_2 es mucho menor que el tiempo t_1 , lo cual indica que la ventana del proceso es "cerrada", significando con esta expresión que la etapa de fragilización se inicia antes de terminar la etapa de tenacidad.

Este resultado indica que la fundición que fue estudiada en ese trabajo no presenta una composición apta para el proceso de austemperado a esa temperatura, y puede ser explicado con base en la diferencia de composición química existente entre la matriz y la zona intercelular, como fue mencionado antes. Esa región tiene una cinética más lenta de desarrollo del proceso y por lo tanto una ventana del proceso desplazada en el tiempo con respecto al resto de la matriz, como se ilustra esquemáticamente en la Figura 33.

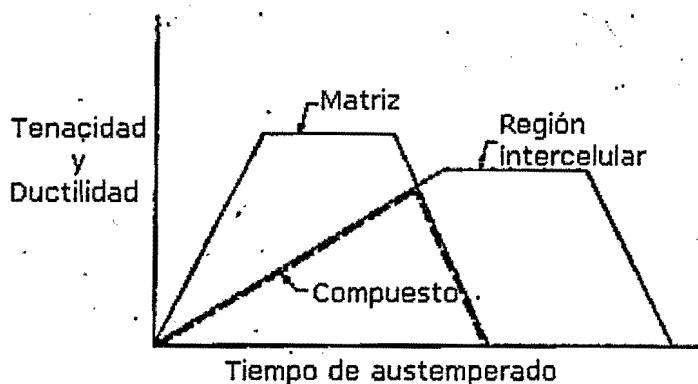


Figura 33. Ventana del proceso para la matriz y para la región intercelular en una fundición que presenta segregación de elementos.

Para una mejor comprensión de las variaciones microestructurales que han sido descritas, y de las variables que gobiernan el proceso de austemperado, puede utilizarse el modelo físico presentado en la Figura 34.

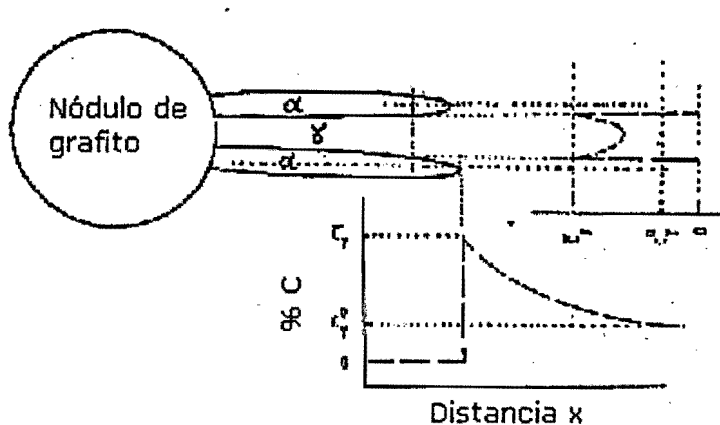


Figura 34. Diagrama esquemático del modelo propuesto para explicar el crecimiento de la ferrita dentro de la austenita durante el austemperado de la fundición nodular.⁶¹

Ese modelo considera dos láminas de ferrita que crecen a partir de una intercara nódulo/grafito hacia el interior de la austenita. En la misma figura es mostrada la variación de concentración de carbono en la austenita al frente de la intercara que avanza y entre las láminas de ferrita.

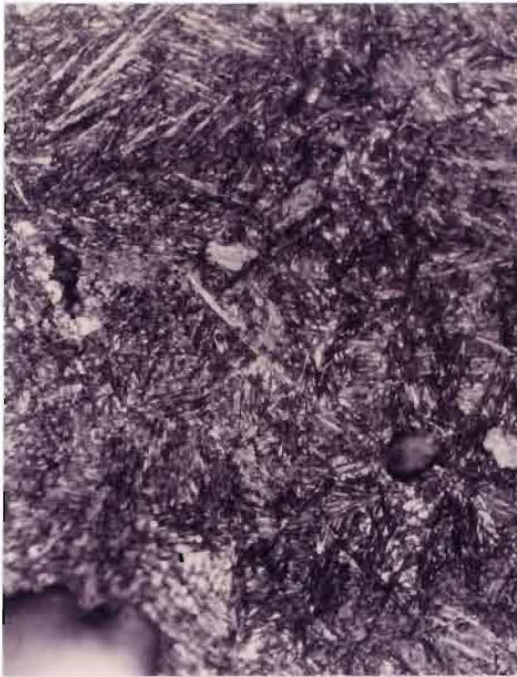
La velocidad de crecimiento de la ferrita es controlada por la rata de difusión del carbono en la austenita, que depende de la temperatura de austemperado y del contenido de carbono en la austenita inicial. Según la primera ley de Fick, para una determinada temperatura el flujo de carbono en la intercara austenita/ferrita es controlado por el coeficiente de difusión del carbono y por su gradiente de concentración, dC/dx . Este gradiente es proporcional a la diferencia entre el contenido de carbono en la austenita de alto carbono (C_γ) y en la austenita inicial (C_{γ^0}); por lo tanto, la velocidad de la primera etapa es controlada por la magnitud $C_\gamma - C_{\gamma^0}$.

Los cambios microestructurales presentados en la Figura 30 y la cinética del proceso descrita en la Figura 31 muestran con resultados experimentales, el efecto del tiempo de tratamiento a 400°C y la influencia de la segregación de algunos elementos de aleación, especialmente el Mn, en la cinética de la primera etapa. Sin embargo, debe considerarse la influencia de otras variables como son la temperatura de austenización, la temperatura de austemperado y la composición química de la fundición debido al efecto que tienen en los términos C_γ y C_{γ^0} .

A continuación se presenta una revisión detallada de la literatura sobre el efecto de cada una de esas variables en la cinética de la primera etapa, teniendo en cuenta los puntos de vista fundamental (termodinámica del proceso) y de aplicación practica del tratamiento.

3.2.3.1 Efecto de la temperatura de austemperado.

La temperatura de austemperado define la microestructura de la matriz metálica obtenida al final de la primera etapa, y por lo tanto sus propiedades mecánicas. En temperaturas altas de tratamiento la microestructura consiste de un arreglo formado por láminas gruesas de ferrita bainítica intercaladas con láminas de austenita estabilizada; como fue descrito anteriormente, la disminución de la temperatura produce un refinamiento de la estructura. La influencia de esta variable puede apreciarse en la Figura 35; las diferencias en la microestructura son debidas a su efecto en las ratas de nucleación y crecimiento de la ferrita bainítica a partir de la austenita madre, así como en la difusión del carbono en la austenita.



260°C



300°C



340°C



370°C

Figura 35. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 260°C, 300°C, 340°C y 370°C.

El volumen de austenita estabilizada obtenido al final de la primera etapa, es función de la temperatura de tratamiento como se muestra en la Figura 36.^{53/61/67} En temperaturas altas esa fracción puede alcanzar el 40% del volumen de la matriz metálica, mientras que en temperaturas bajas el volumen puede estar entre 10% y 20%. Esta variación está relacionada con la diferencia de coeficientes de difusión del carbono en la austenita.

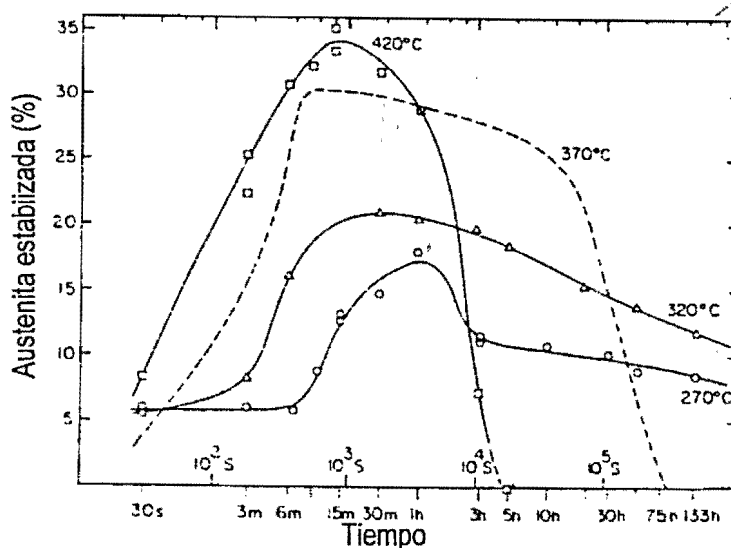


Figura 36. Fracción de austenita estabilizada contra tiempo de austemperado, en diferentes temperaturas entre 270 y 420°C. Austenización: 900°C por 2 horas⁶⁷

La temperatura de austemperado influye fuertemente en la ventana del proceso, como lo ilustra esquemáticamente la Figura 37, donde se muestra la variación de los tiempos t_1 y t_2 . El área sombreada ilustra la ventana del proceso.

Se observa una disminución de t_1 y un aumento de t_2 con la caída de la temperatura de tratamiento. Este resultado está relacionado con el potencial termodinámico disponible para la reacción; la rata de nucleación de ferrita bainítica es mayor para menores temperaturas de tratamiento, lo cual produce un desarrollo más rápido de la primera etapa. Adicionalmente, se observa que a temperaturas mayores a 400°C el tiempo t_2 es inferior al t_1 , mostrando que la ventana es **cerrada**, resultado atribuible a la alta difusión del carbono en la austenita en esas temperaturas que favorece la precipitación del carburo.

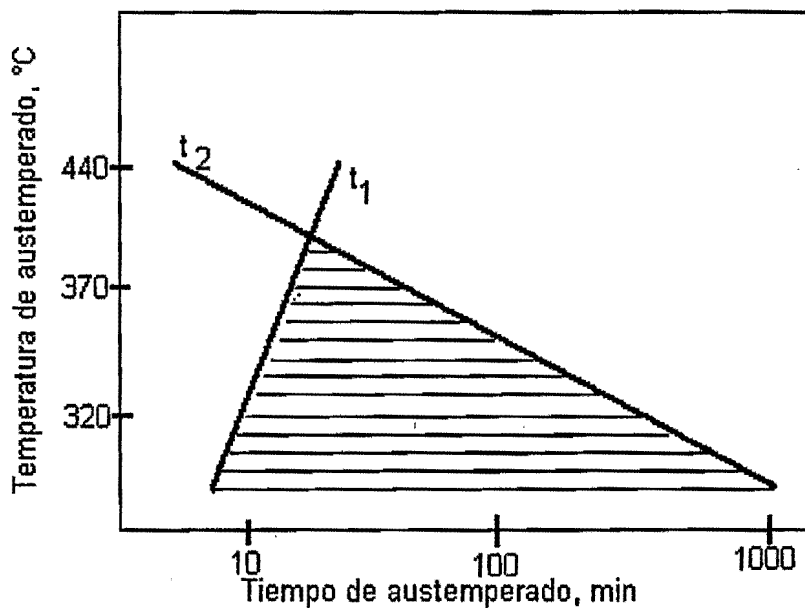


Figura 37. Influencia de la temperatura de austemperado en la ventana del proceso (tiempos t_1 y t_2) para FNA (Esquemático).

El efecto de la temperatura de austemperado en la reacción bainítica puede ser mejor entendido utilizando un balance de masa del carbono, para el cual se asume que no hay precipitación de carburos ni formación de martensita (microestructura ideal obtenida en la ventana del proceso), y que el contenido de C en la ferrita es cero. De esta forma, la cantidad de carbono contenida en la austenita inicial (al final del proceso de austenización) será la misma presente en la austenita metaestable. Se puede entonces escribir la siguiente ecuación:

$$C_{\gamma}^{\circ} = (C_{\gamma} * X_{\gamma})_{max}$$

Ecuación 4

C_{γ}° = Contenido de carbono en la austenita inicial

C_{γ} = Contenido de carbono en la austenita retenida

X_{γ} = Volumen de austenita retenida.

En la Figura 38 se muestra la relación entre la evolución del parámetro $C_{\gamma} * X_{\gamma}$ y el tiempo de austemperado para temperaturas de 300°C, 370°C y 440°C, reportado por DARWISH & ELLIOT ⁴⁸ para una fundición nodular con bajo contenido de Mn. El contenido de carbono en la austenita inicial en esa fundición fue aproximadamente 0,70%.

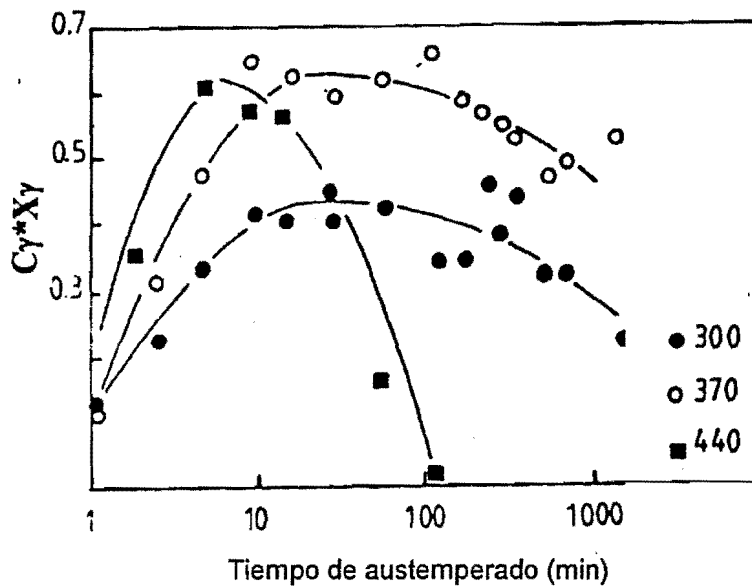


Figura 38. Variación del parámetro $Cy \cdot Xy$ con el tiempo de tratamiento para una fundición nodular de bajo Mn, austenizada a 900°C por dos horas y austemperado en diferentes temperaturas.⁴⁸

Se observa en la figura que para las temperaturas de 370°C y 440°C el producto $Cy \cdot Xy$ alcanza valores próximos a 0,7%; para estas dos temperaturas la ecuación es aproximadamente obedecida. La rápida caída del valor del producto en la temperatura de 440°C constituye una evidencia de la precipitación de carburos, o sea el inicio de la segunda etapa; la ventana del proceso es considerada como cerrada, ya que la precipitación de carburos se inicia antes del final de la primera etapa. Para $T_a = 300^\circ\text{C}$ la ecuación no es obedecida debido a la precipitación de carburos que ocurre durante la formación de la ferrita bainítica en la primera etapa de la reacción.

3.2.3.2 Efecto de la temperatura de austenización.

El contenido de carbono disuelto en la austenita al final del proceso de austenización depende principalmente de la temperatura (T_γ) y del tiempo establecido para este proceso⁶². La Figura 39 muestra un diagrama de fases esquemático Fe-C-Si, acompañado de las curvas de energía libre para las fases ferrita, austenita y cementita; se observa que la disminución de la temperatura de austenización de T_1 a T_2 produce un aumento de la energía libre disponible para la transformación en la primera etapa de la reacción, como lo muestran las curvas de energía libre ($A' - B' > A - B$). Adicionalmente, para temperaturas bajas se obtiene un valor menor de Cy° , lo que significa un aumento

del parámetro ($C_\gamma - C_\gamma^*$) que genera una mayor velocidad de difusión del carbono en la austenita y en consecuencia mayor velocidad de crecimiento de la ferrita.

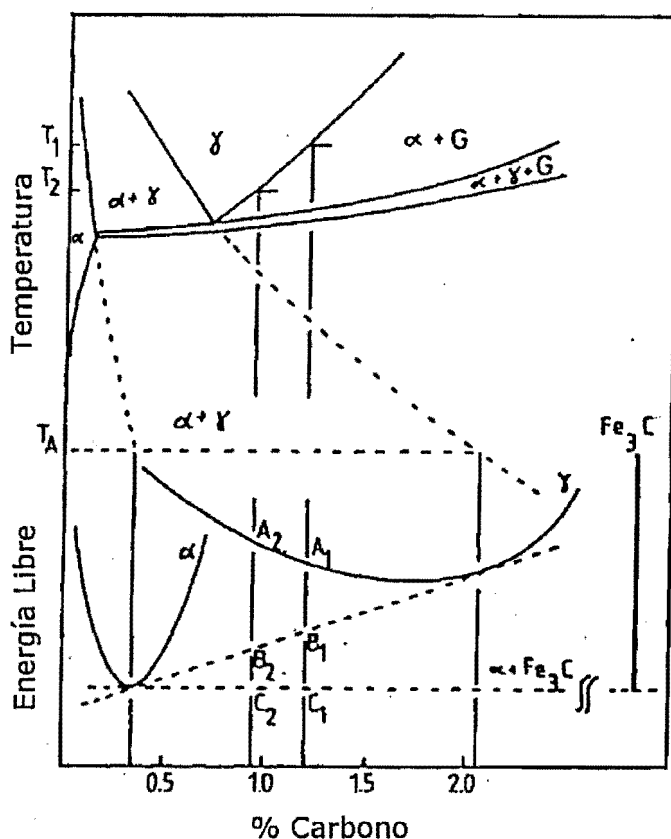


Figura 39. Sección del diagrama de fases Fe-C-Si con curvas de energía libre para ferrita (α) austenita (γ) y cementita (Fe_3C) a la temperatura de austemperado.⁶³

Entonces, con menor temperatura de austenización se obtiene una mayor rata de nucleación de láminas de ferrita bainítica y una mayor velocidad de crecimiento de las mismas⁶³; esto trae como resultado la formación de una microestructura más fina y homogénea, y una mayor velocidad de desarrollo de la primera etapa del proceso, lo que conduce a un tiempo t_1 menor. La Figura 40 ilustra las microestructuras de una fundición nodular austenizada a dos temperaturas diferentes y austemperada a 370°C.

Por otro lado, si la temperatura de austenización es alta, la cinética de transformación de austemperado es más lenta y la microestructura obtenida es más basta, producto de un mayor contenido de carbono en la austenita inicial que disminuye la magnitud del parámetro ($C_\gamma - C_\gamma^*$). Esa microestructura basta suele contener austenita en forma de bloques, ilustrada en la Figura 40, que puede transformar a

martensita después del enfriamiento hasta temperatura ambiente⁶⁴ o en presencia de esfuerzos mecánicos^{27/65}. Algunas ventajas de esta mayor temperatura son el aumento de la templabilidad de la austenita⁶⁶ y la obtención de mayores fracciones de esa fase, para una determinada composición química de la fundición nodular. Esa mayor fracción de austenita es atribuida a la reducción de las temperaturas de inicio y fin de transformación martensítica (M_s , M_f), originada por el aumento del contenido de carbono.



875°C



975°C

Figura 40. Microestructura de una fundición nodular austemperada a 370°C por 1 hora, después de austenizada a 875°C y 975°C durante 2 horas.

La Figura 41 muestra la variación austenita estabilizada con la temperatura para un material austenizado entre 850°C y 1000°C y austemperado a 370°C; un aumento de 0,1 % de carbono produce un aumento de 6,6% de austenita estabilizada⁶⁷. Una parte de esa mayor cantidad de austenita, sin embargo, puede estar formada por bloques de austenita, lo cual puede ser inconveniente para las propiedades mecánicas.

Existe un efecto importante de la temperatura de austenización en la ventana del proceso, ilustrado en la Figura 42⁶⁵. Se observa un fuerte aumento del tiempo t_1 con el aumento de T_γ ; esto indica que altas temperaturas de austenización pueden cerrar la ventana del proceso para una determinada temperatura de austemperado.

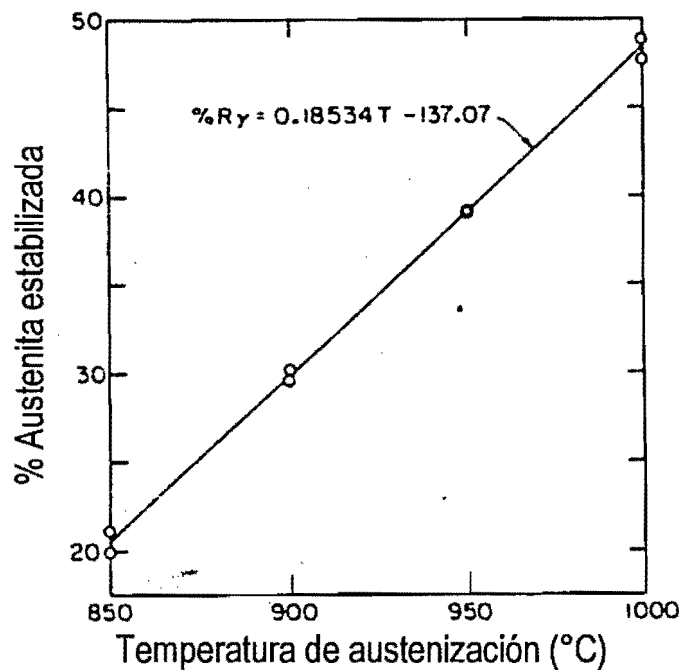


Figura 41. Efecto de la temperatura de austenización en la fracción de austenita estabilizada. Fundición nodular sin elementos de aleación. Tiempo de austenización 2 horas, austemperado 370°C, 30 min.⁶⁷

La máxima fracción volumétrica de austenita estabilizada obtenida en el tratamiento es afectada por la temperatura de austemperado y de austenización, como fue descrito anteriormente. Esto sugiere que para bajas temperaturas de tratamiento, la fracción de austenita obtenida puede ser aumentada elevando la temperatura de austenización, para mantener un nivel adecuado de tenacidad del material. Sin embargo temperaturas de austenización muy altas dan como resultado la presencia de austenita retenida (no estabilizada) en las regiones intercelulares, que puede transformarse en martensita a través de cambios en la temperatura o presencia de esfuerzos mecánicos.⁶⁸

Otro efecto importante de la temperatura de austenización no suficientemente discutido en la literatura, es el aumento de la templabilidad a través del incremento del tamaño de grano, una disminución del tamaño de grano austenítico podría acelerar la cinética de la reacción bainítica.⁶⁹

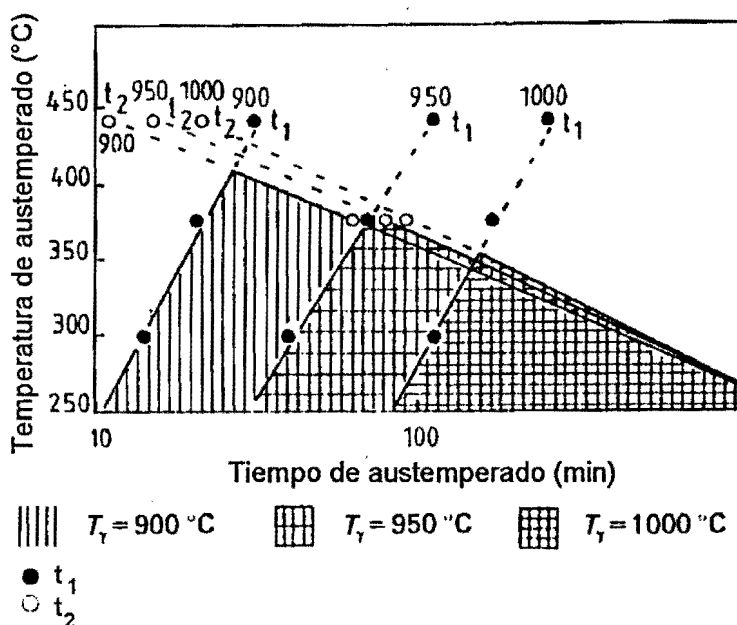


Figura 42. Efecto de la temperatura de austenización en los tiempos t_1 e t_2 .⁶⁵

3.2.3.3 Efecto de la composición química.

La composición química típica de una fundición nodular base sin elementos de aleación, es 3,7% C; 2,5% Si; 0,2% Mn; 0,01% S; 0,01% P y 0,04% Mg. La variación del contenido de Si, C y Mn, así como la adición de elementos aleantes tiene efectos importantes en las características del material destinado al proceso de austemperado. La microestructura obtenida en el material en estado de colada debe satisfacer como requerimientos básicos estar libre de carburos, tanto primarios como eutécticos intercelulares, y presentar buena nodularidad del grafito. Esto se logra utilizando relaciones correctas entre los contenidos de Si y C.

La adición de elementos aleantes a la fundición nodular tiene como finalidad evitar la formación de perlita o ferrita durante el enfriamiento hasta la temperatura de austemperado, o sea promover la templabilidad de la austenita. Los elementos de aleación producen cambios en la solubilidad del carbono en la austenita inicial y de la austenita de alto carbono. Además, tales elementos pueden afectar la velocidad de transformación de la austenita en ferrita (o ferrita más carburos), bien sea por que afecten la velocidad de difusión del carbono o por que presenten partición para alguna de las fases. El tipo de elemento y la cantidad necesaria del mismo dependen del tamaño de la pieza y de la velocidad de enfriamiento, o sea, del medio y de la temperatura de austemperado.

A continuación, se hace una presentación de los aspectos más importantes relacionados con la influencia de cada uno de los elementos presentes en la fundición nodular base (C, Si, Mn), así como de los elementos de aleación (Cu, Ni, Mo) normalmente utilizados en estos materiales para aumentar la templabilidad de la austenita.

3.2.3.3.1 Efecto del carbono.

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición nodular está alrededor de 3.5%. Esa cantidad puede variar de acuerdo con el contenido de silicio de la fundición, procurando mantener el carbón equivalente en un valor cercano a la composición eutéctica, aproximadamente 4,3%C. El carbono equivalente está relacionado con la composición según la siguiente ecuación:

$$C.E. = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad \text{Ecuación 5}$$

Adicionalmente, la cantidad de carbono afecta las propiedades mecánicas debido a que la fracción volumétrica de grafito está directamente relacionada con el contenido de C; el aumento de la fracción de esa fase genera una disminución de la resistencia a la tracción del material austemperado.

3.2.3.3.2 Efecto del silicio.

La presencia de silicio en el sistema Fe-C produce una disminución de la solubilidad del carbono en la austenita inicial.⁷⁰ La Figura 43 muestra la línea que separa las regiones austenita y austenita más grafito para diferentes contenidos de silicio. El contenido de carbono en la austenita, como una función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio puede ser determinado por la siguiente ecuación:⁷¹

$$C_{\gamma^{\circ}} = \frac{T_{\gamma}}{420} - 0,17(\%Si) - 0,95 \quad \text{Ecuación 6}$$

En la cual, $C_{\gamma^{\circ}}$ es el contenido de carbono y T_{γ} es la temperatura de austenización.

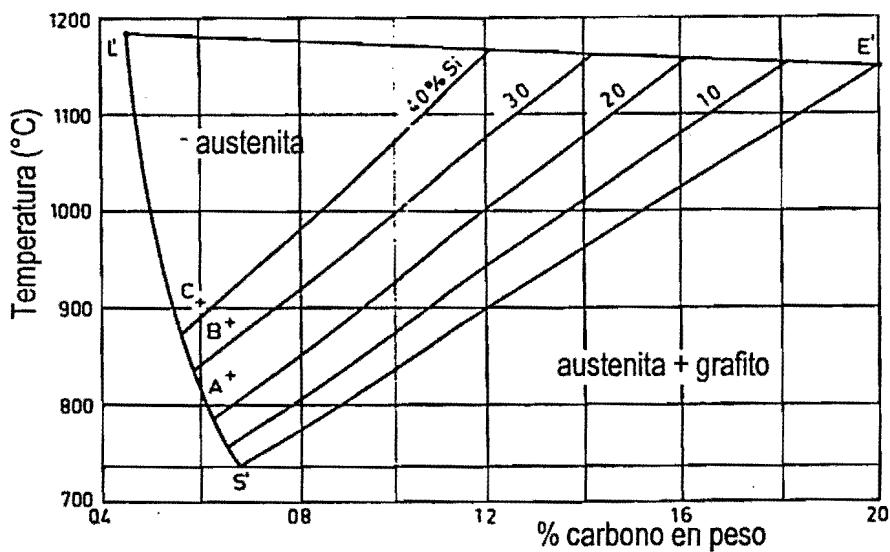


Figura 43. Región austenítica en el diagrama Fe-C-Si. Influencia del contenido de silicio en la solubilidad del carbono en la austenita.⁶²

A partir de la ecuación 6 y de la Figura 43 se puede concluir que para una determinada temperatura de austenización, el aumento del contenido de silicio genera una mayor velocidad de la reacción durante la primera etapa como consecuencia de la disminución del contenido de carbono en la austenita inicial, o sea un aumento del parámetro $C_{\gamma}-C_{\gamma}^{\circ}$.

El Si promueve la nucleación y el crecimiento de la ferrita bainítica en la matriz de austenita e inhibe la formación de carburos durante la reacción de austemperado de la fundición nodular. Estos hechos sugieren que el Si amplía la ventana del proceso a través de la disminución del tiempo de fin de la primera etapa y del aumento de tiempo de inicio de la segunda. Sin embargo, debe tenerse en cuenta la interacción del silicio con otros elementos aleantes debido a que su incremento puede intensificar la segregación del Mn y del Mo hacia la región intercelular, como es ilustrado en la Figura 44. Resultados encontrados por VELEZ et al⁵⁹ sugieren que el aumento de Si genera un fuerte incremento del tiempo t_1 , que puede llegar a superar al tiempo t_2 cerrando la ventana del proceso, como se ilustra en la Figura 45.

LEE y VOIGT⁷² encontraron que el efecto del silicio en la templabilidad de la austenita en la fundición nodular está relacionada con la temperatura de austenización, debido al efecto que esta ejerce en la solubilidad del carbono en esa fase. Para contenidos de carbono constantes en la austenita, el silicio aumenta ligeramente la templabilidad del material.

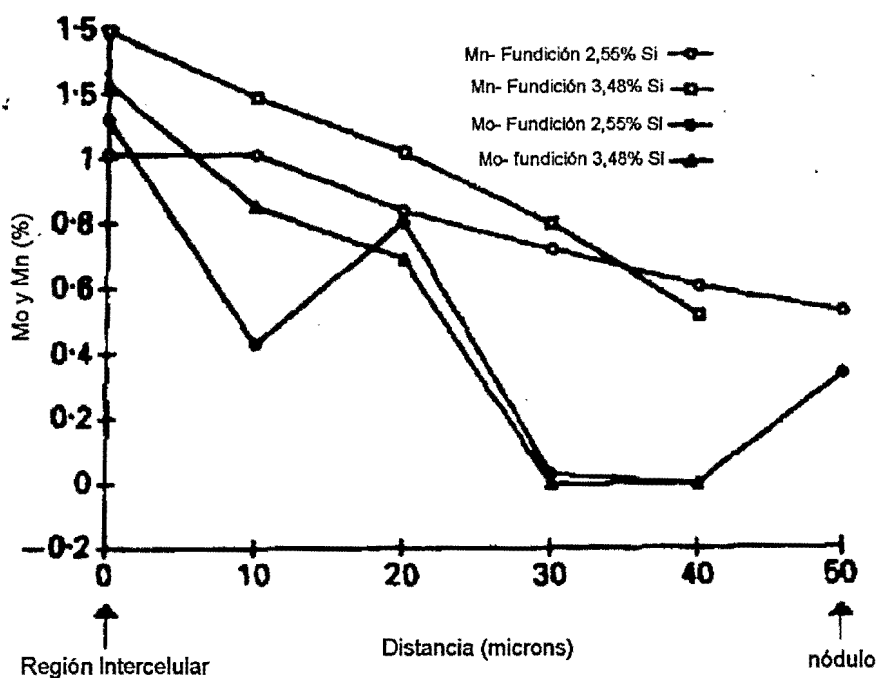


Figura 44. Perfil de concentración de Mn y Mo entre la región intercelular y el límite del nódulo para dos fundiciones nodulares con diferente contenido de silicio (fundición B: 2,55% Si; Fundición D: 3,48% Si).⁵⁹

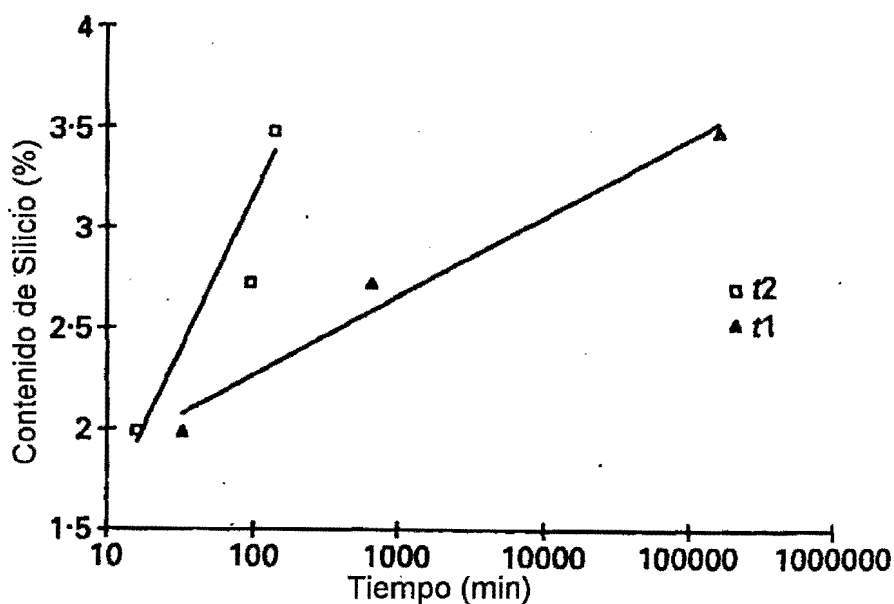


Figura 45. Efecto del contenido de silicio en la ventana del proceso (tiempos t1 e t2), para una fundición nodular austemperada con contenidos de 0,4% de Mn y 0,2% de Mo.⁵⁹

3.2.3.3.3 Efecto del Manganeso.

La influencia de este elemento en la reacción de austemperado contempla dos aspectos, su efecto sobre la solubilidad del carbono en la austenita y la manera como su segregación afecta la cinética del proceso. La solubilidad del carbono en la austenita inicial (C_{γ^0}) es aumentada con el incremento de Mn; un efecto contrario ejerce en el contenido de carbono en la austenita metaestable, $C_{\gamma^{43/61}}$, como se ilustra en la Figura 46. Esto trae como resultado una reducción del parámetro $C_{\gamma} - C_{\gamma^0}$ y por lo tanto una disminución de la velocidad de transformación durante la primera etapa.

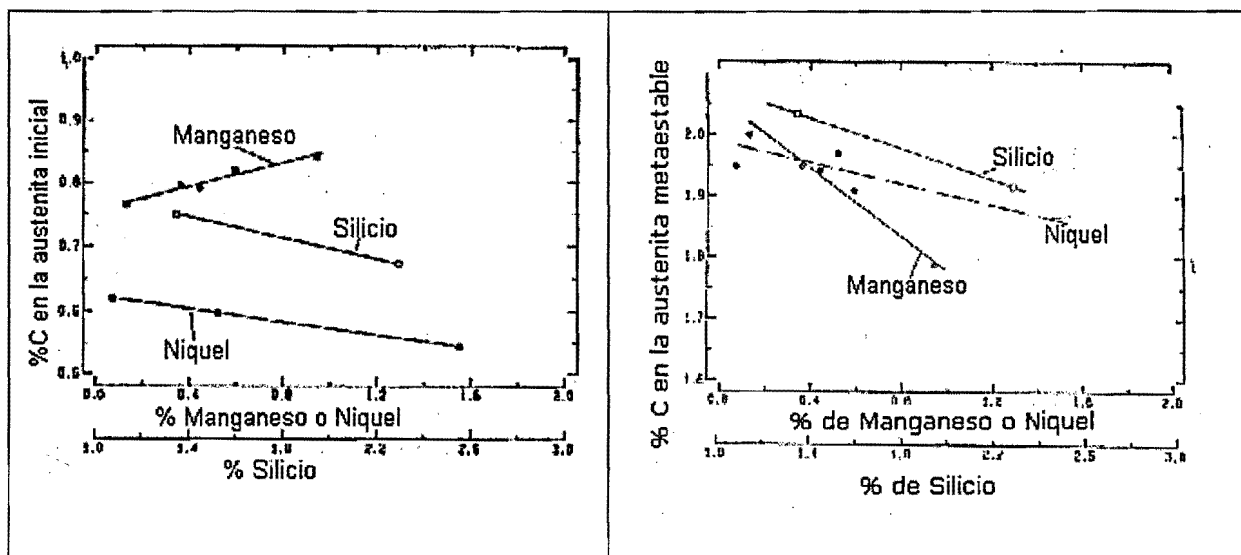


Figura 46. Efecto del Si, Mn y Ni en el contenido de carbono de la austenita inicial y en la austenita metaestable.⁶¹

El segundo aspecto del efecto del Mn está relacionado con la segregación de este elemento para la región intercelular durante la solidificación de la fundición nodular, como fue descrito antes. El mayor contenido de Mn en esas regiones genera una alta templeabilidad de la austenita que reduce fuertemente la rata de nucleación de ferrita y favorece la formación de una red continua de austenita retenida, mas no enriquecida en carbono, que compromete las propiedades mecánicas, principalmente la tenacidad y la ductilidad debido a su baja estabilidad térmica y mecánica.^{47/73}

La Figura 47 muestra la variación del tiempo necesario para terminar la primera etapa de la transformación con el contenido de manganeso; ese aumento del tiempo es debido al atraso de la transformación de la austenita en la región intercelular. En presencia de contenidos de manganeso superiores a 0,4%, la cinética del desarrollo de la primera etapa puede ser dividida en dos subetapas: la primera, con alta velocidad, ocurre en los tiempos iniciales de la transformación, en la cual no existe

efecto de la segregación del elemento; la segunda etapa, que ocurre muy lentamente, está relacionada con la transformación en la región intercelular, en la cual la austenita es rica en Mn. La consecuencia de este fenómeno es un gran aumento del tiempo t_1 , que puede cerrar la ventana del proceso.^{61/73} Los fenómenos descritos, relacionados con la presencia del Mn, llevan a recomendar un contenido de ese elemento inferior a 0,25%.

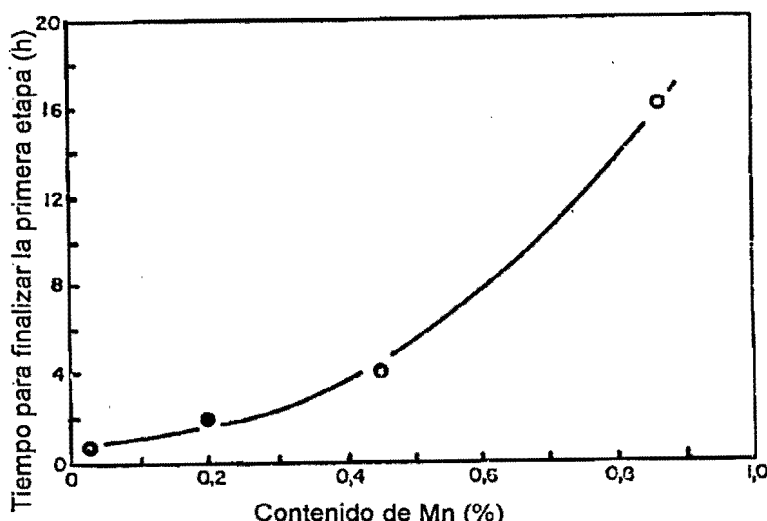


Figura 47. Efecto del manganeso en el tiempo necesario para terminar la primera etapa de austemperado.⁷³

3.2.3.3.4 Efecto del Molibdeno.

Para la adición de molibdeno a la fundición nodular debe considerarse que este elemento es fuerte formador de carburos primarios y presenta tendencia a segregar hacia las regiones intercelulares durante la solidificación. Contenidos superiores a 0.25 % generan grandes fracciones de carburos⁴⁷ y, como se ilustra en la Figura 48, la fracción de carburos no varía linealmente con el contenido de molibdeno. Este elemento aumenta fuertemente la templabilidad de la austenita, particularmente en combinación con el Cu; favorece la formación de la bahía entre las transformaciones bainítica y perlítica, hecho que explica su uso para obtener fundiciones nodulares bainíticas en estado bruto de colada. El Mo genera atraso en el fin de la primera etapa, pero en menor intensidad que el Mn; afecta poco el parámetro $(C_\gamma - C_\gamma^*)$, para una dada temperatura de austenización, como se muestra en la Figura 49.

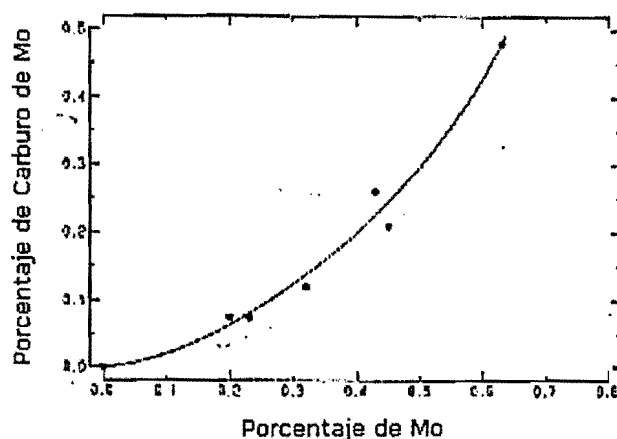


Figura 48. Efecto del contenido de molibdeno en la formación de carburos en la fundición nodular austemperado.⁴⁷

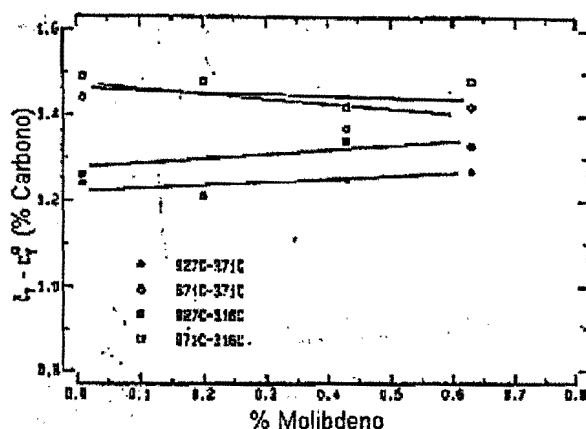


Figura 49. Efecto del molibdeno en el parámetro $(C_{\gamma}-C_{\gamma^{\circ}})$ para diferentes condiciones de tratamiento de austemperado.⁶¹

3.2.3.3.5 Efecto del Níquel.

El níquel es frecuentemente adicionado para aumentar la templabilidad por las siguientes razones: es el tercer elemento en orden de potencial de aumento de la templabilidad de la austenita, después de C y Mn; presenta segregación moderada durante la solidificación e incrementa la tenacidad y la ductilidad. De forma semejante al Si, el Ni segrega inversamente, el mayor contenido se encuentra en la región cercana al nódulo. Este elemento produce una pequeña disminución de la solubilidad del carbono en la austenita inicial y en la austenita metaestable, como se ilustró en la Figura 46. Por otro lado, el Ni no afecta la nucleación de la ferrita bainítica, pero si atrasa la formación de carburos, (segunda etapa de la reacción).

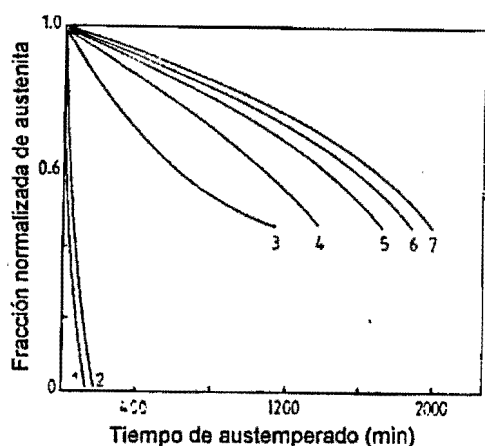
3.2.3.3.6 Efecto del Cobre.

La principal razón para utilizar el cobre como aleante es económica, ya que su potencial para incrementar la templabilidad es muy bajo. La efectividad de Cu para aumentar la templabilidad disminuye cuando la concentración exceda 0,8%. Este elemento no altera la cinética de la reacción de austemperado. En el proceso de austenización su influencia es conocida: segrega para la intercara matriz/nódulo y crea una barrera para la difusión de C de los nódulos hacia la matriz; sin embargo, no afecta la rata de difusión del carbono en la austenita.

3.2.4 Cinética de la segunda etapa

La cinética de la descomposición de la austenita estabilizada en ferrita más carburos, ocurre con velocidad menor que la primera etapa y depende, principalmente, de la temperatura de austemperado y de la composición química del material.^{41/74} Se puede esperar que en altas temperaturas la velocidad de formación de carburos sea mayor que en temperaturas inferiores, hecho explicado por la diferencia de los coeficientes de difusión del carbono.

La cinética de esta reacción puede ser determinada a través de la normalización de la fracción de austenita estabilizada ($X_{\gamma}/X_{\gamma_{\max}}$), como fue propuesto por ROUNS y RUNDMANN³⁶; este cociente varía de 1 a 0 durante la reacción, como puede ser observado en la Figura 50. De esa forma, la cinética puede ser evaluada con criterios de tiempos para alcanzar un determinado cociente. Por ejemplo un valor de 0.5 significa una reducción de la fracción máxima de austenita estabilizada en 50 %.



Curva	Fundición	T_A , °C	Ref
1	Cu	440	15
2	Ni-Cu	440	15
3	0,15%Mn	371	16
4	0,36%Mn	371	16
5	0,29Mn-0,52Ni	371	16
6	Cu	370	15
7	Ni-Cu	370	15

Figura 50. Variación de la fracción de austenita retenida normalizada $X_{\gamma}/X_{\gamma_{\max}}$ con el tiempo para varias temperaturas de austemperado, a partir del tiempo t_2 .⁶¹

ROUNS & RUNDMANN³⁶ mostraron que los elementos de aleación tienen un efecto importante, tanto individual como en conjunto, en la cinética de esta etapa; el Mo y el Mn atrasan la precipitación de carburos como se muestra en la Figura 51 y en la Figura 52, respectivamente. Esos investigadores, atribuyen el efecto a varias causas, a saber: a) necesidad de esos elementos de difundir hacia la austenita durante el crecimiento de la fase carburo; b) baja solubilidad de los elementos de aleación en solución, implicando su rechazo hacia dentro de la austenita y, c) aumento de la energía libre de formación del carburo, que produce una caída de la velocidad de nucleación.

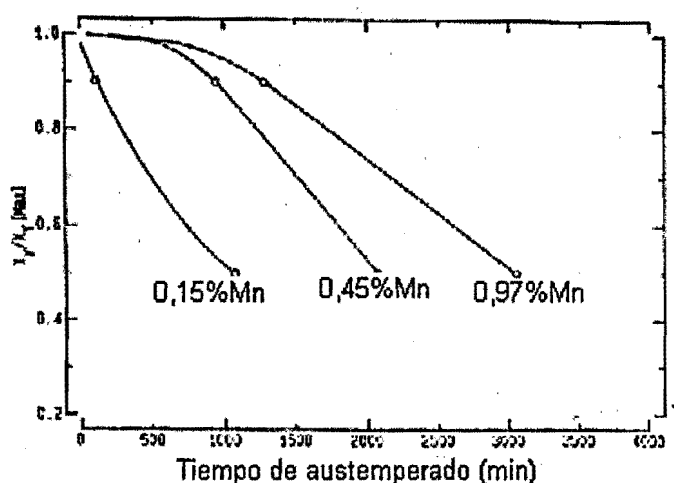


Figura 51. Valores del cociente $X_\gamma/X_{\gamma\max}$ contra el tiempo de austemperado para aleaciones con diferente contenido de manganeso⁶¹.

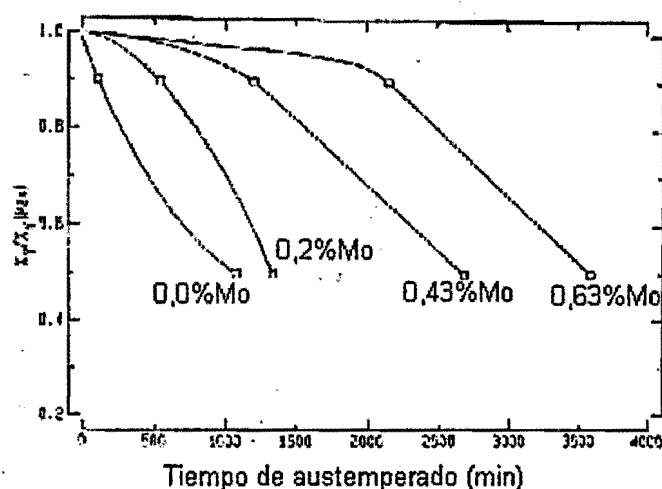


Figura 52. Valores del cociente $X_\gamma/X_{\gamma\max}$ contra tiempo de austemperado para aleaciones con diferente contenido de molibdeno⁶¹.

4. PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FUNDICIÓN NODULAR AUSTEMPERADA

En este capítulo se hace una presentación de las propiedades mecánicas de las FNA, teniendo en cuenta el efecto de las diferentes variables del proceso: la composición química del material, la temperatura y el tiempo de austemperado y la temperatura de austenización. Se presenta una comparación de las propiedades de estas fundiciones con las obtenidas en los materiales convencionales utilizados para la fabricación de componentes de maquinaria, o sea, los aceros fundidos y forjados y las fundiciones nodulares con microestructura diferente a la de austemperado.

4.1 PROPIEDADES DETERMINADAS EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN.

Las propiedades mecánicas de la FNA pueden ser variadas en un amplio rango a través de la selección adecuada del ciclo térmico, ofreciendo una gama de propiedades no disponible en otro material ferroso. La Tabla 5 muestra la clasificación de la FNA establecida por la norma ASTM 897M-90⁷⁵. La norma establece cinco grados de acuerdo a las propiedades mecánicas obtenidas y que dependen de la temperatura a la cual se realiza el tratamiento. Esto ha constituido un avance en la difusión del uso de este material, pues ha permitido un mejor entendimiento entre los ingenieros de diseño, los fundidores y los especialistas en tratamiento térmico.

Tabla 5. Propiedades de las fundiciones nodulares austemperadas según la norma ASTM 897M-90⁷⁵

Clase	Resistencia a la tracción (MPa)	Límite Elástico (MPa)	Alargamiento (%)	Energía Impacto (J)	Dureza Brinell
1	850	550	10	100	269-321
2	1050	700	7	80	302-363
3	1200	850	4	60	341-444
4	1400	1100	1	35	388-477
5	1600	1300	-	-	444-555

La Figura 53 muestra la relación entre la resistencia a la tracción y la elongación para los diferentes grados de FNA especificados por la norma ASTM 897M-90 (ver Tabla 5) y su comparación con las propiedades conseguidas con la fundición nodular con otros tipos de microestructura en la matriz (ver Tabla 3). En la figura se nota que para un valor igual de elongación la resistencia de la FNA es aproximadamente dos veces el valor ofrecido por las fundiciones martensíticas, perlíticas o ferríticas.

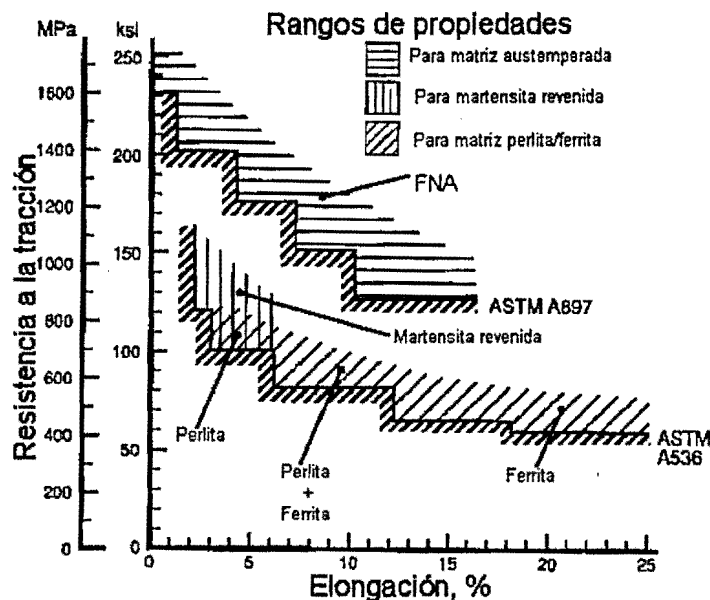


Figura 53. Relación entre la resistencia a la tracción y la elongación para diferentes tipos de fundición nodular⁷.

La Figura 54 muestra la correlación entre la temperatura de austemperado y las propiedades mecánicas determinadas en el ensayo de tracción. El material austemperado a temperaturas superiores a 350°C posee resistencia a la tracción entre 850 y 1000 MPa combinada con una gran ductilidad y resistencia al impacto. Adicionalmente, este grado de FNA presenta la posibilidad de endurecimiento por deformación en frío y/o transformación martensítica inducida por la deformación plástica de la austenita. Esta transformación le confiere al material alta resistencia al desgaste y produce aumentos localizados de volumen que crean esfuerzos de compresión en el material. Estos esfuerzos inhiben la formación y crecimiento de grietas generando mejoras en la resistencia a la fatiga. Tal es el caso de la FNA cuando es maquinada o sometida a un proceso de granallado después del tratamiento térmico.

En temperaturas de tratamiento menores, del orden de 280°C, se obtiene un material con alta resistencia a la tracción y dureza que lo hace apto para aplicaciones relacionadas con resistencia al desgaste; sin embargo, su ductilidad y resistencia al impacto son reducidas.

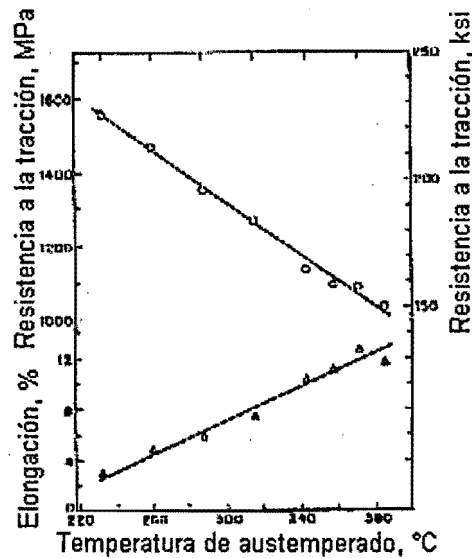


Figura 54. Variación de la resistencia a la tracción y la elongación con la temperatura de austemperado.

Es importante comparar el valor del módulo de elasticidad en tracción de la FNA con otros materiales utilizados en ingeniería, como es ilustrado en la Figura 55. Se observa que el valor de esta propiedad en la FNA es inferior al del acero aproximadamente en un 20%, lo cual debe ser llevado en cuenta a la hora de hacer el cambio de material de acero para FNA. Esto implica modificaciones en el diseño de los componentes mecánicos, tanto en el aspecto dimensional como de forma debido a la mayor sensibilidad a las entallas de la fundición nodular.

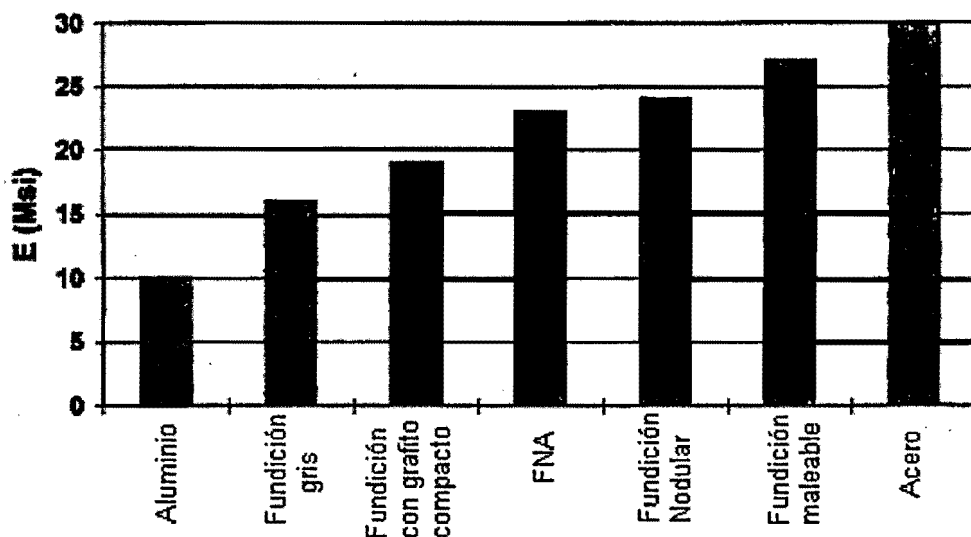


Figura 55. Valores del módulo de elasticidad en tracción para diferentes fundiciones, acero y aluminio⁷.

4.2 PROPIEDADES DINÁMICAS

4.2.1 Tenacidad a la Fractura.

La Figura 56 muestra los valores de tenacidad a la fractura para fundición nodular con diferentes microestructuras, medida estáticamente. El valor de esta propiedad en la FNA es mayor que el obtenido en fundiciones con matriz martensítica y perlítica en todo el rango de valores de límite elástico.

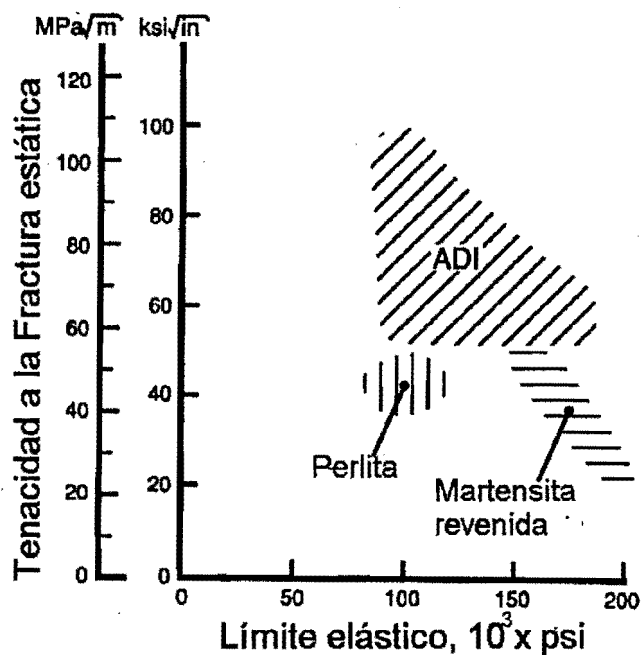


Figura 56. Relación entre la tenacidad a la fractura, medida estáticamente, y el límite elástico de fundiciones nodulares con diferente microestructura⁷.

LEE & LEE⁷⁶ estudiaron la tenacidad a la fractura, K_{IC} , de fundiciones nodulares y de aceros AISI 4140 y 4340 templados y revenidos, comparando también sus valores de límite elástico. La FNA presentó valores en el rango de 59-86 MPa m^{1/2}, superiores a todas las fundiciones nodulares convencionales, e igual o mayor que la obtenida en muchos de los aceros templados y revenidos a diferente temperatura.

El comportamiento ante el impacto de FNA y de acero 8620 cementado utilizando ensayo ASTM Short Rod Fracture Test fue evaluado por ASME Gear Research Institute⁷, los resultados aparecen en la Figura 57. Puede observarse que la tenacidad a la fractura de la FNA está en el rango de 55 a 105 MPa m^{1/2} a temperatura ambiente, valores muy superiores a los reportados para ese acero cementado y endurecido que está en el rango de 22 a 33 MPa m^{1/2}.

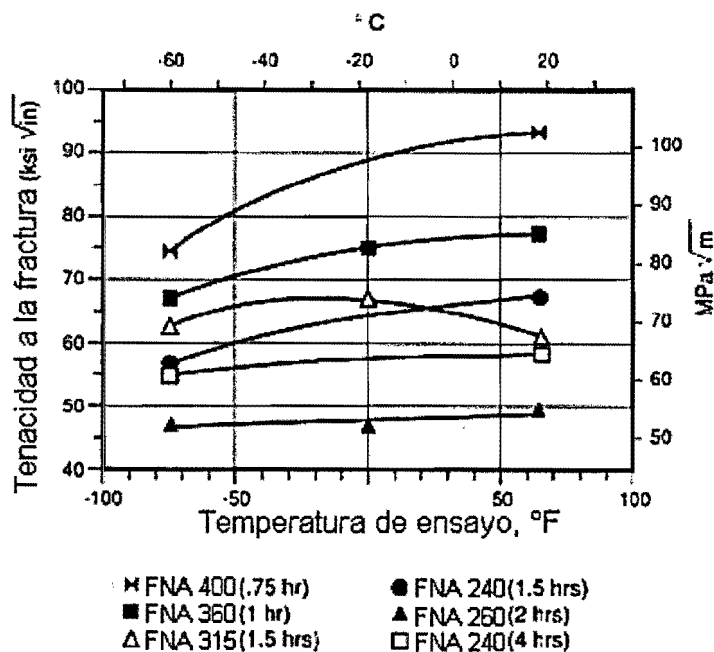


Figura 57. Variación de la tenacidad de FNA en un ensayo de redondos sometidos a impacto (Short Rod Fracture Test)⁷.

Otro ensayo, no normalizado, consistente en aplicar un único impacto sobre un diente de un engranaje (Single Tooth Impact, STI) mostró los resultados presentados en la Figura 58. Nuevamente se muestra que los valores obtenidos con FNA (50-95 Ksi in^{1/2}) son superiores a los de los aceros cementados (20-30 Ksi in^{1/2}).

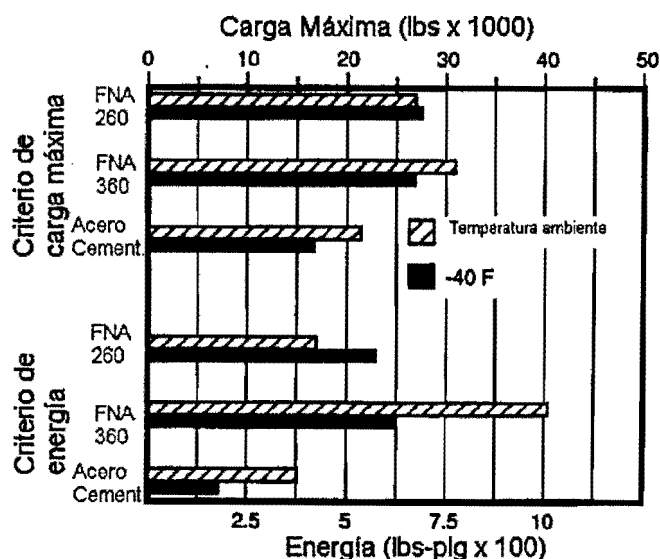


Figura 58. Variación de la energía absorbida en un ensayo de impacto sobre diente de engranaje (STI) para FNA y aceros de cementación⁷.

Ambas figuras muestran que la capacidad del material para soportar impacto aumenta con la temperatura de austemperado. Este resultado puede atribuirse a la presencia de mayores fracciones de austenita estabilizada, fase que presenta transformación martensítica inducida por plasticidad produciendo aumento de la tenacidad a la fractura.⁷⁷ La Figura 59⁷⁸ muestra que la energía absorbida en el ensayo de impacto y la ductilidad aumentan con la temperatura hasta alcanzar un máximo al rededor de 350°C-370°C, rango en el cual se logra la mayor fracción de esa fase.

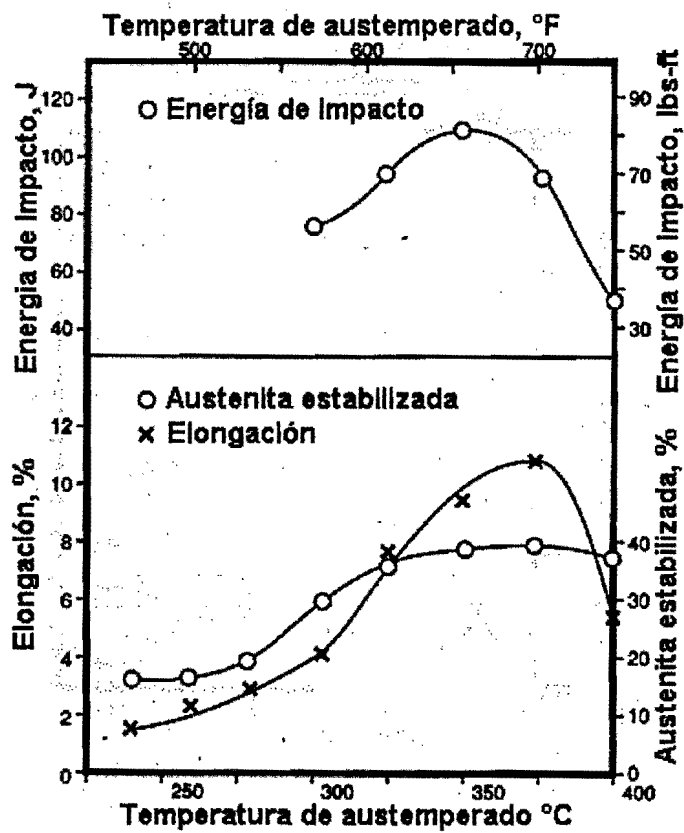


Figura 59. Relación entre energía absorbida en el ensayo de impacto, la elongación, la austenita estabilizada y la temperatura de austemperado para FNA.

La Tabla 6 muestra la comparación de las propiedades mecánicas de una FNA grado 2 con un acero forjado y con una fundición nodular perlítica. Los valores de energía de impacto, medidos en probetas sin entalla, obtenidos son similares a los del acero forjado pero tres veces mayores que los encontrados en una fundición nodular perlítica, pero con niveles de límite elástico y resistencia a la tracción más altos en la FNA.

Tabla 6. Valores de propiedades mecánicas par FNA grado 2, para acero forjado y para fundición nodular perlítica.

PROPIEDAD MECÁNICA	MATERIAL		
	Acero Forjado	Fundición nodular Perlítica	FNA Grado 2
Limite Elástico (MPa)	520	480	830
Resistencia a la tracción (MPa)	790	690	1100
Elongación (%)	10	3	10
Dureza (HB)	262	262	286
Energía de Impacto (J)	130	40	120

4.2.2 Resistencia a la Fatiga

La resistencia a la fatiga de la fundición nodular austemperada es influenciada por los siguientes factores: resistencia a la tracción, las características del gafito (forma, tamaño y distribución de los nódulos), la fracción volumétrica de inclusiones y carburos, la porosidad, la presencia de concentradores de esfuerzos y la calidad de la superficie del componente.

La fundición nodular austemperada presenta propiedades de resistencia a la fatiga iguales o superiores a los aceros forjados. Cuando la FNA es sometida a tratamientos superficiales tales como laminado, granallado o maquinado después de tratado térmicamente esa propiedad es incrementada significativamente. Esto puede verificarse en la Figura 60, la cual ilustra la comparación entre la resistencia a la fatiga y el número de ciclos para tres aceros forjados y una FNA. Se observa claramente en esa figura que las fundiciones sometidas a laminado (curvas 6 y 7) presentan mayor resistencia a la fatiga que las fundiciones en estado de colada (curvas 2 y 4) y que los aceros forjados (curvas 1, 3 y 5).

Algunos resultados de resistencia a la fatiga medida en probetas con y sin entalla de FNA son presentados en la Figura 61^{79/80}, en la cual se relaciona esa propiedad con la resistencia a la tracción y con la temperatura de austemperado. Se observa que el límite de fatiga medido en probetas no entalladas no tiene una relación creciente con la resistencia a la tracción, como ocurre en los aceros y las fundiciones nodulares convencionales; se presenta un valor máximo en la FNA de media resistencia, el cual coincide con la máxima fracción de austenita estabilizada y las máximas propiedades de ductilidad y energía absorbida en el ensayo de impacto, como se mostró en la Figura 59. Esto sugiere

que, para esa condición del ensayo, el alto volumen de austenita favorece la resistencia a la fatiga. Por otro lado, se puede deducir de la misma figura que la resistencia a la fatiga obtenida en el material entallado presenta un aumento continuo con la resistencia a la tracción.

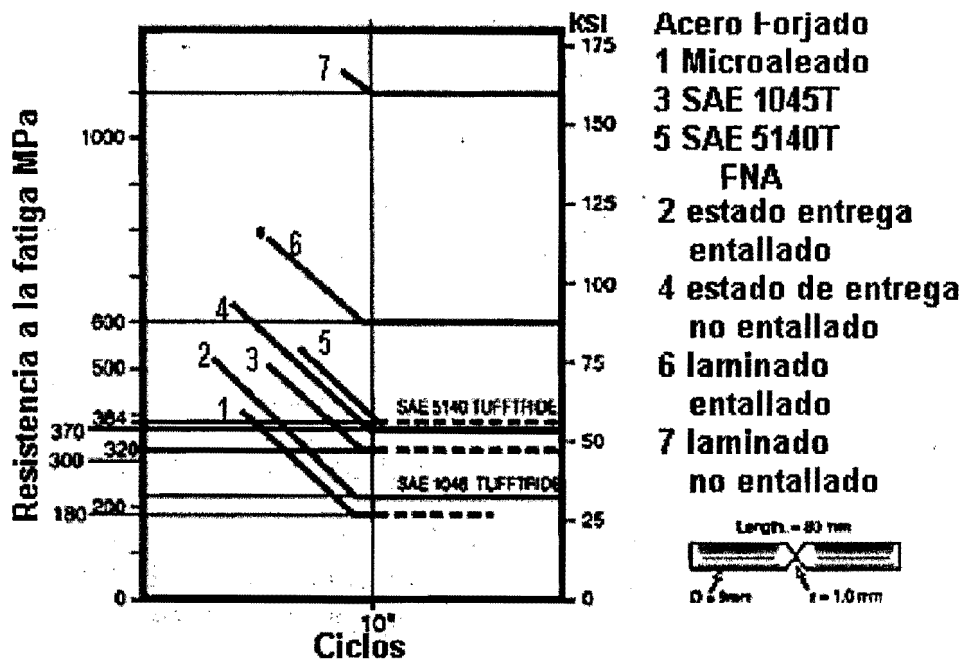


Figura 60. Comparación de la resistencia a la fatiga de diferentes clases de FNA con diferentes aceros forjados⁷.

A partir de los resultados mostrados en las Figura 61 se pueden obtener dos parámetros que son de gran importancia en el diseño de elementos de maquinas sometidos a cargas dinámicas. El primero es la sensibilidad a la entalla q que se expresa por la siguiente ecuación⁸¹:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}$$

Ecuación 7

donde: $0 \leq q \leq 1$

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{\text{medio}}}, \text{ factor de concentración de esfuerzos teórico}$$

K_f = es la relación entre la resistencia a la fatiga sin entalla y con entalla.

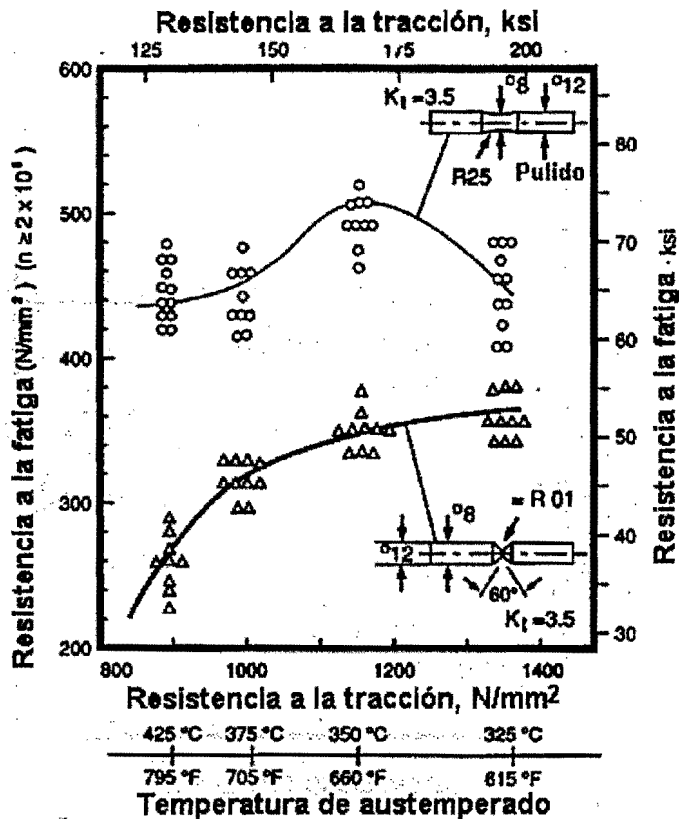


Figura 61. Propiedades de Fatiga de fundiciones nodulares austemperadas con y sin entalla⁷⁹.

Para aceros y fundiciones nodulares convencionales el valor de K_f aumenta con la resistencia del material y por lo tanto q aumenta para una geometría de entalla definida; este hecho es explicable por la menor capacidad de deformación plástica de los materiales de alta resistencia. Para FNA el factor K_f disminuye con el aumento de la resistencia, entre 1,6 y 1,2 como lo muestra la Figura 62, resultando en valores de q entre 0,25 y 0,12. Esto es válido, sin embargo, únicamente si la entalla ha sido maquinada después del tratamiento de austemperado; valores mayores se han encontrado cuando la elaboración de la entalla precede al tratamiento térmico. Como ejercicio de comparación, en fundiciones nodulares perlíticas y ferríticas ese valor es aproximadamente 1,6⁸¹ y para aceros con resistencia a la fatiga similar a la FNA la relación es del orden de 2,3.

El segundo parámetro que puede ser obtenido es el cociente entre la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga, conocido como relación de fatiga (endurance ratio). Los valores obtenidos, a partir de los resultados de la Figura 61, muestran una caída de ese parámetro con el aumento de la resistencia a la tracción, desde 0,5 para FNA de baja resistencia hasta 0,3 para la FNA de alta resistencia a la tracción.

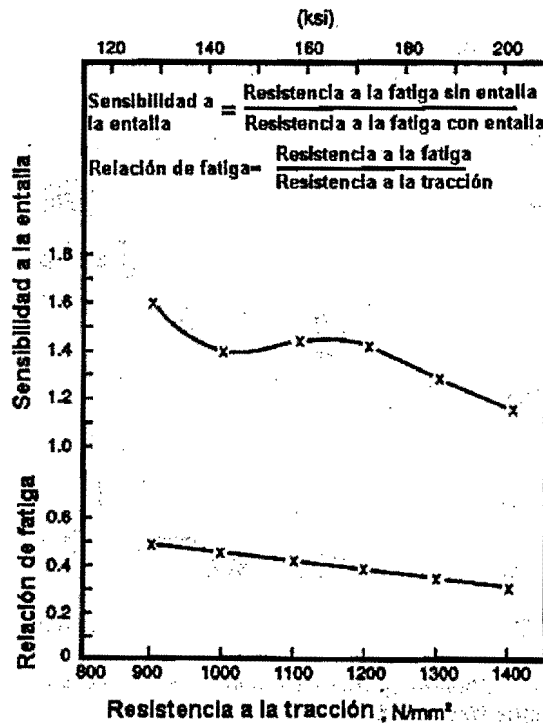


Figura 62. Relación entre la resistencia a la tracción de FNA con su relación de fatiga y su sensibilidad a la entalla⁸².

La Figura 63 muestra el efecto de la temperatura de austemperado en la relación de fatiga, en FNA sometida a un proceso de granallado. El fuerte incremento de esa propiedad al tratamiento superficial a partir de 320°C está relacionado con la respuesta favorable a ese proceso del material que contiene mayor fracción volumétrica de austenita estabilizada.

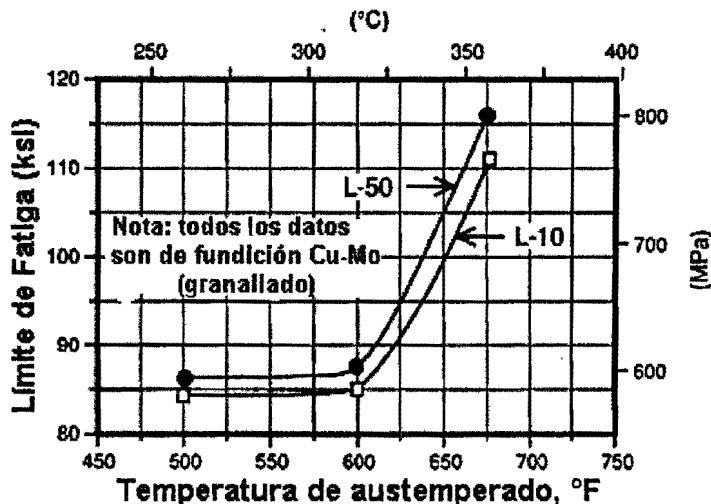


Figura 63. Variación de la relación de fatiga de FNA sometida a granallado con la temperatura de tratamiento⁷.

4.3 INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS.

En muchos casos la composición de la FNA difiere poco de la utilizada en la producción de fundiciones nodulares convencionales. El diseño de la composición debe tener en cuenta que hay elementos que producen efectos nocivos en la calidad de la fundición como son la producción de grafito no esferoidal, la formación de carburos primarios e inclusiones y la promoción de rechupes durante la solidificación. Adicionalmente, debe tenerse en cuenta el control del silicio, carbono y elementos adicionados para promover la templabilidad. En este último caso la determinación de los elementos aleantes debe hacerse teniendo en cuenta el tamaño de la pieza y la severidad del baño empleado.

El efecto de la composición química en las propiedades mecánicas de la fundición nodular austemperada debe considerarse en dos aspectos: en primer lugar, el efecto que los elementos tienen en las propiedades mecánicas de las fases formadas en la reacción (ferrita bainítica y austenita estabilizada) y en segundo la influencia que ejercen en la cinética de la reacción de austemperado y en la segregación de elementos durante la solidificación.

Las propiedades físicas de la fundición nodular son determinadas de forma predominante por la cantidad de carbono y la forma en la que él se encuentra en la matriz, sea como grafito, como carburo de hierro o atrapado en la matriz como en la martensita. Los elementos aleantes adicionados a la fundición base cambian poco sus propiedades físicas, pero alteran fuertemente el comportamiento del carbono en el líquido.

Los elementos que normalmente están presentes en la FNA pueden dividirse en dos grupos⁵⁵: elementos formadores de carburos y grafitizadores. Los formadores de carburos segregan durante la solidificación hacia la región intercelular, mientras que los del segundo grupo segregan de forma inversa, o sea hacia la región cercana al nódulo. Este es un hecho importante a tener en cuenta para la reacción de austemperado debido a que el diagrama de equilibrio cambia puntualmente, cambiando también la temperatura de austenización y la distribución de carbono en la matriz metálica, lo que conduce a velocidades diferentes de transformación de la austenita durante el proceso de austemperado.

Los elementos formadores de carburos (Mn, Mo, Cr) incrementan la solubilidad del carbono en la austenita y reducen la velocidad de crecimiento de la ferrita bainítica. Algunos efectos de estos elementos en las propiedades mecánicas son: el Mo aumenta un poco la resistencia y la dureza de la FNA; el Cr es conocido como reductor de la ductilidad y la resistencia a la fatiga, aunque para porcentajes menores a 0,2% este efecto es mínimo.

Entre los elementos grafitizadores (Si, Ni, Cu, Sb, Sn) solo el Si es promotor de la nucleación y el crecimiento de la ferrita bainítica en la matriz austenítica, él acelera la reacción de austemperado e inhibe la formación de carburos. Adicionalmente, produce fuerte aumento de la resistencia y la dureza de la ferrita⁶³, lo cual es benéfico para las propiedades de FNA. El Ni tiene poco efecto en la cinética de la reacción; la razón de su uso como aleante es su potente efecto en la templabilidad y su moderada segregación hacia el nódulo. En cuanto al efecto en las propiedades mecánicas, el Ni aumenta la ductilidad y la tenacidad de la FNA y reduce la resistencia a la tracción y el límite elástico; este último efecto puede ser compensado con una pequeña reducción en la temperatura de tratamiento.

El Cu es el promotor de templabilidad de más bajo costo, pero su efectividad disminuye cuando la concentración excede 0,8%. En general, este elemento produce una caída en las propiedades mecánicas (resistencia a la tracción, dureza, elongación y tenacidad) para la FNA tratada a temperaturas entre 300°C y 400°C, como reportado por LEE & LEE.⁷⁶

Las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas de la FNA son superiores en el material libre de elementos de aleación⁸⁴. Esta diferencia de comportamiento puede ser entendida con base en la heterogeneidad química de la matriz metálica de la FNA aleada. La diferencia de concentración de elementos entre la matriz y la región intercelular, o sea el perfil de segregación, es pequeña en la fundición nodular no aleada (%Mn <0,25), mientras que las fundiciones aleadas presentan alta concentración de Mn y Mo en la región intercelular. La mayor concentración de estos elementos en esas regiones desplaza el inicio de la reacción de la austenita en la región intercelular generando la formación de martensita durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, como fue descrito anteriormente. Esto trae como resultado una reducción de las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas⁸⁵.

Para la fabricación de piezas con secciones delgadas, hasta 10 mm, un enfriamiento muy rápido es suficiente para evitar la formación de ferrita y perlita en fundiciones nodulares no aleadas; para

secciones mayores se hace necesaria la adición de elementos aleantes para mejorar la templabilidad. Los elementos más recomendados son Cu, Ni y Mo, adicionados individualmente o combinados.

4.4 EFECTO DE LA FRACCIÓN VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETENIDA.

La cantidad de austenita estabilizada presente en la fundición nodular austemperada juega un papel importante en las propiedades mecánicas del material; ha sido establecido que el aumento de esa fase en la FNA produce un incremento en la tenacidad y la ductilidad manteniendo niveles importantes de resistencia a la tracción y límite elástico. Pero es importante analizar con más detalle el efecto de esa fase en el comportamiento del material sometido a esfuerzos.

Si bien el aumento de temperatura de tratamiento incrementa la fracción volumétrica de austenita, también produce disminución de su contenido de carbono (Figura 39) y un engrosamiento de las láminas de esa fase⁸⁶. Resultados de varios investigadores⁸⁷ muestran que ocurre una fuerte transformación inducida por plasticidad (TRIP) en la fundición austemperada a temperaturas superiores a 375 C, mientras que a temperaturas bajas de tratamiento ese fenómeno es menos intenso debido a la mayor estabilidad mecánica de la austenita. La Figura 64 muestra la variación del volumen de austenita presente en FNA austemperada a 300°C y 370°C antes y después de sometida a un ensayo de tracción. Se observa que a 300°C la austenita es prácticamente estable, excepto para tiempos muy cortos de tratamiento.

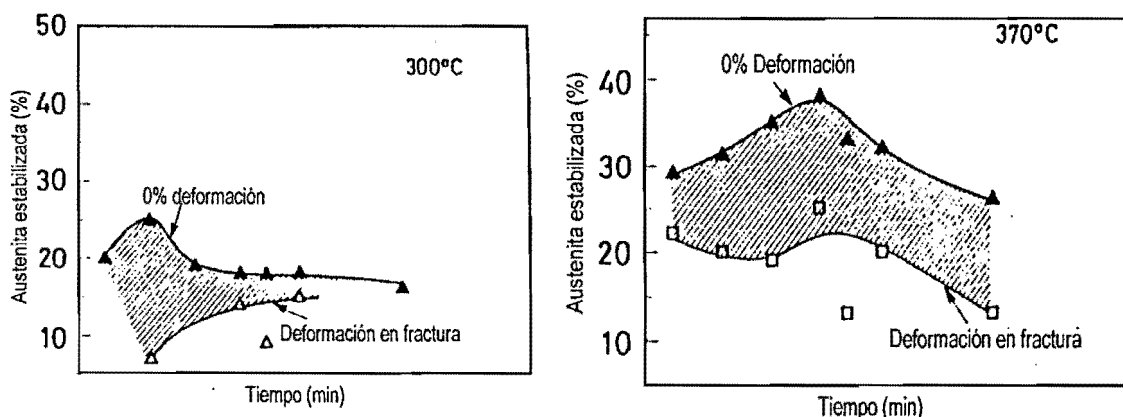


Figura 64. Variación de la fracción volumétrica de austenita con las condiciones de tratamiento y después de sometida a un ensayo de tracción.

La Figura 65 muestra que la tenacidad del material aumenta con la fracción de austenita estabilizada y alcanza la saturación en un aproximadamente 25%; esta saturación es atribuida a la inestabilidad térmica y mecánica de la austenita obtenida en altas temperaturas de tratamiento.

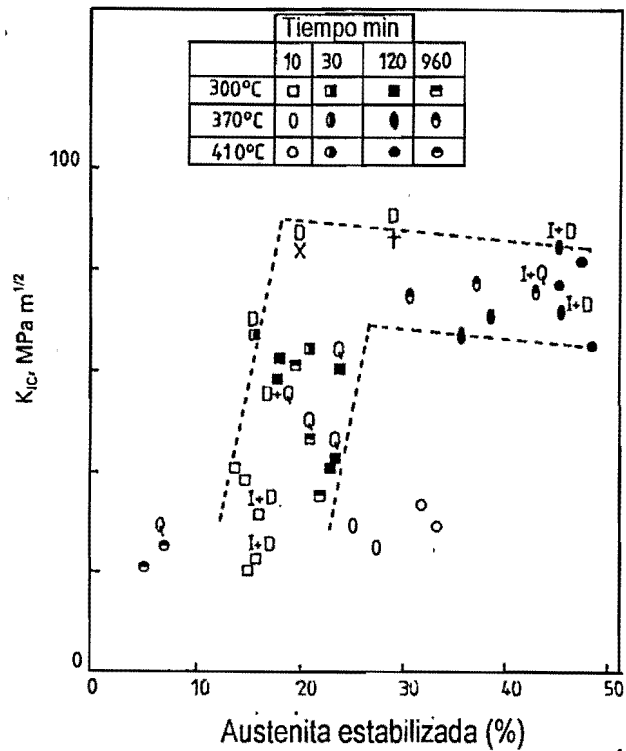


Figura 65. Efecto de la fracción volumétrica de austenita retenida en K_{IC} .

5. RESISTENCIA AL DESGASTE DE FUNDICIONES NODULARES

5.1 INTRODUCCIÓN

Las fundiciones nodulares pueden ofrecer ventajas importantes en la fabricación de componentes sometidos a diferentes tipos de desgaste. Esta familia de aleaciones ferrosas permite obtener una amplia gama de propiedades mecánicas sumada a un bajo costo de fabricación y a las facilidades en la producción piezas grandes y de forma compleja, pudiendo ser utilizadas tanto en aplicaciones en las cuales el contacto ocurre en la presencia de lubricantes como en las que hay contacto metal/metal.

En sistemas lubricados, el grafito constituye un lubricante sólido muy importante en el período inicial, cuando las condiciones de lubricación son precarias. Durante la operación normal los nódulos de grafito constituyen un depósito de aceite y actúan como sumideros para posibles escombros generados en el proceso.

Las FNA han encontrado diversas aplicaciones en la fabricación de elementos de máquinas sometidos a desgaste por deslizamiento, en presencia de altos esfuerzos de contacto. La alta resistencia y dureza de los materiales austemperados en bajas temperaturas ($T < 350^{\circ}\text{C}$) han favorecido su uso en la fabricación de engranajes. El material tratado en altas temperaturas ($T > 350^{\circ}\text{C}$) ha encontrado aplicación en la fabricación de cigüeñales, en los cuales la tenacidad y la resistencia a la fatiga son propiedades importantes.

Los componentes de máquinas que operan en condiciones en las cuales la lubricación no es permanente, o no es deseada, pueden ser fabricados en fundiciones nodulares ya que durante el contacto metal/metal se forma una capa de grafito entre las superficies, reduciendo la fricción y el desgaste por deslizamiento. En tales condiciones la resistencia al desgaste depende de la microestructura y de la distribución del grafito en la matriz.

La realización de tratamientos térmicos permite mejorar la resistencia al desgaste por deslizamiento de estas fundiciones. Las matrices con estructuras bainíticas y martensíticas han mostrado buen desempeño, mas su utilización debe llevar en cuenta otras propiedades como tenacidad y resistencia a la fatiga.

La utilización de fundiciones nodulares en aplicaciones en las cuales la resistencia a la abrasión es una exigencia importante ha sido limitada por la presencia del grafito en la matriz; esta fase constituye sitios de falla que permiten la propagación de grietas que aceleran el proceso de arranque de material. Las fundiciones nodulares con matriz martensítica han mostrado un comportamiento aceptable, dependiendo de la magnitud de los esfuerzos presentes; en la presencia de grandes esfuerzos o de cargas de impacto su utilización es limitada por la baja tenacidad.

La FNA ha mostrado un buen desempeño en las aplicaciones donde la abrasión está presente. Algunos investigadores ⁸⁸ mostraron las ventajas económicas de la utilización de fundiciones nodulares, con contenidos altos de Mn y con adición Boro, con matriz bainítica.

El comportamiento de la fundición nodular en aplicaciones donde hay desgaste por deslizamiento seco es bien conocido; sin embargo poco trabajo se ha realizado sobre la resistencia a la abrasión de las fundiciones nodulares. Los métodos utilizados en esos estudios son diversos: pin-lija, rueda de caucho, abrasión en lecho de arena, abrasión - erosión. Esta diversidad de métodos para estudiar el comportamiento del material cuando es sometido a desgaste abrasivo genera dificultades para establecer comparaciones entre los resultados reportados por los investigadores.

5.2 RESISTENCIA AL DESGASTE POR DESLIZAMIENTO SECO DE FUNDICIONES NODULARES

La resistencia al desgaste por deslizamiento seco de las fundiciones nodulares es fuertemente influenciada por el tipo de grafito presente y por las variables como carga aplicada y velocidad relativa entre las superficies. RAC et al. ⁸⁹ midieron la resistencia al desgaste de fundiciones grises y nodulares de matriz perlítica sometidas a diferentes cargas y velocidades, utilizando un sistema pin - disco. Algunos resultados de esos autores son mostrados en la Figura 66. Para bajas presiones aplicadas (0,5 MPa), la variación de la resistencia al desgaste con la velocidad es semejante en las dos fundiciones. Mientras que, cuando la presión fue aumentada para 2,0 MPa la resistencia de la fundición nodular fue superior en hasta tres ordenes de magnitud a la de la fundición gris. La fundición gris mostró una mayor resistencia al desgaste con cargas bajas y velocidades altas de deslizamiento, superiores a 6 m/s. El material con grafito esferoidal tuvo un comportamiento mejor en condiciones de cargas altas y

velocidades bajas de deslizamiento. Este resultado pone en evidencia el efecto de la morfología del grafito en la resistencia al desgaste de las fundiciones.

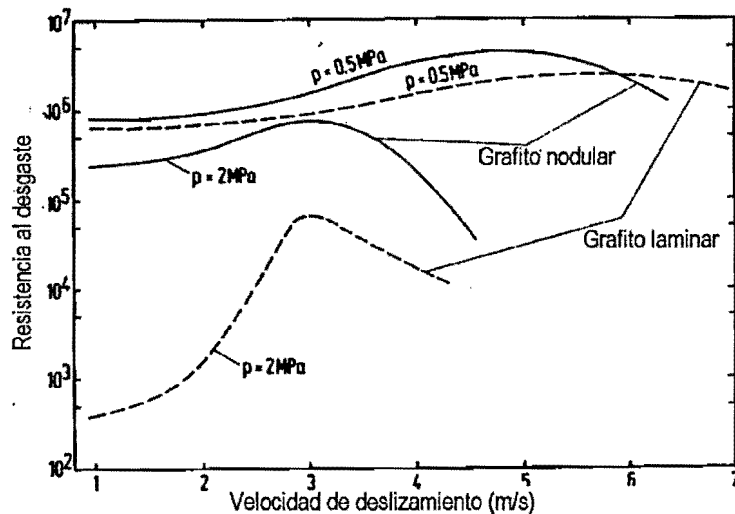


Figura 66. Variación de la resistencia al desgaste por deslizamiento de fundiciones grises y nodulares en función de la velocidad, medidas con sistema pin - disco.⁸⁹

SUGISHITA & FUJIYOSHI⁹⁰ estudiaron el efecto del grafito en la fricción y en la resistencia al desgaste por deslizamiento en seco de fundiciones nodulares, encontrando una disminución del coeficiente de fricción y de la rata de desgaste resultantes de la formación de películas de grafito en la superficie. El coeficiente de fricción aumentó con la dureza de la matriz, hecho atribuido a la poca deformación plástica del sustrato, ya que los filmes se forman por deformación plástica de la matriz adyacente a los nódulos de grafito. Un comportamiento similar fue encontrado en fundiciones nodulares sometidas a rodadura pura. Fundiciones nodulares de matriz ferrítico - perlítica sometidas al desgaste por deslizamiento y rodadura, mostraron un desempeño mejor cuando hubo la formación de películas de grafito⁹¹.

TAKEUCHI⁹² estudió los mecanismos de desgaste de fundiciones nodulares sometidas a deslizamiento seco, con matriz ferrítica y ferrítico - perlítica. La rata de desgaste aumenta rápidamente con la velocidad de deslizamiento, alcanzando un máximo a partir del cual comienza a disminuir. Para velocidades de deslizamiento del orden de 3 m/s fue observada la formación de una capa blanca, supuestamente martensítica, con dureza de 800 Hv , que minimizó el desgaste. La rata de desgaste de la fundición nodular ferrítica fue del orden de 1,5 a 2,0 veces mayor que la detectada en el material con matriz ferrítico - perlítica.

ISLAM et al.⁹³ estudiaron el desgaste de fundiciones nodulares perlítico - ferríticas (estado de colada) y martensítica utilizando un equipo tipo pin - disco. El grafito mantuvo su forma esferoidal en el material martensítico; en la fundición en estado de colada el grafito es deformado en el sentido de la dirección del movimiento. En este último material, los autores observaron la transferencia de material para el disco, evidenciando la presencia de fenómenos de adhesión. También se presentó delaminación y /o fatiga superficial. En el caso del material tratado térmicamente el mecanismo de desgaste principal fue la *abrasión*; partículas finas generadas en el proceso causan microcorte y microarado en la superficie.

FORDYCE & ALLEN⁹⁴ estudiaron el comportamiento de una fundición nodular, austemperada a diferentes temperaturas, durante ensayos en una máquina tipo pin - disco, comparando con una fundición nodular templada en aceite. La resistencia al desgaste dependió de la velocidad utilizada en el ensayo y de la microestructura del material. Hubo una disminución de la pérdida de masa en función de la distancia recorrida, con la disminución de la temperatura de austemperado de 350°C para 250°C, independiente de la velocidad de deslizamiento. Esto es atribuido a una mayor dureza del material tratado en temperaturas inferiores, el cual opone mayor resistencia a la deformación y reduce la formación de escombros y la rata de desgaste. El material con matriz martensítica presentó en general una menor rata de desgaste.

El aumento de la velocidad de deslizamiento de 0,5 m/s hasta 2 m/s generó una disminución en la rata de desgaste de la FNA en todas las temperaturas. Para velocidades próximas de 2 m/s la rata de desgaste converge para un valor constante, independiente de la microestructura inicial del material, como ilustrado en la Figura 67. Esto es atribuido a la estructura superficial y sub-superficial desarrollada durante el deslizamiento; la alta temperatura alcanzada en el contacto permitiría la austenización de la superficie seguida de la formación de martensita de alta dureza.

La Figura 68 muestra la variación de la microdureza a partir de la superficie desgastada para el material austemperado a 250°C, para dos velocidades de deslizamiento diferentes, 0,5 m/s y 2 m/s; se observó una alta dureza superficial en el material ensayado a alta velocidad. Los autores consideran el endurecimiento de la austenita retenida y su transformación para martensita como factores que mejoran la resistencia al desgaste de la FNA. Cuando la velocidad de deslizamiento es baja, esta transformación es confinada a capas superficiales muy pequeñas; la resistencia al desgaste es más influenciada por la microestructura de la matriz.

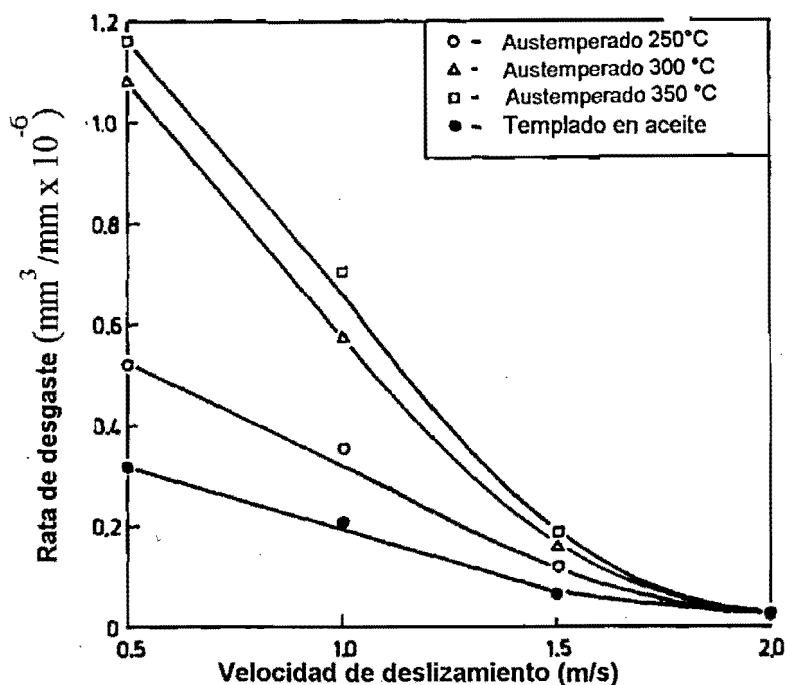


Figura 67. Variación de la rata de desgaste con la velocidad de deslizamiento para fundiciones nodulares austemperados en diferentes temperaturas.⁹⁴

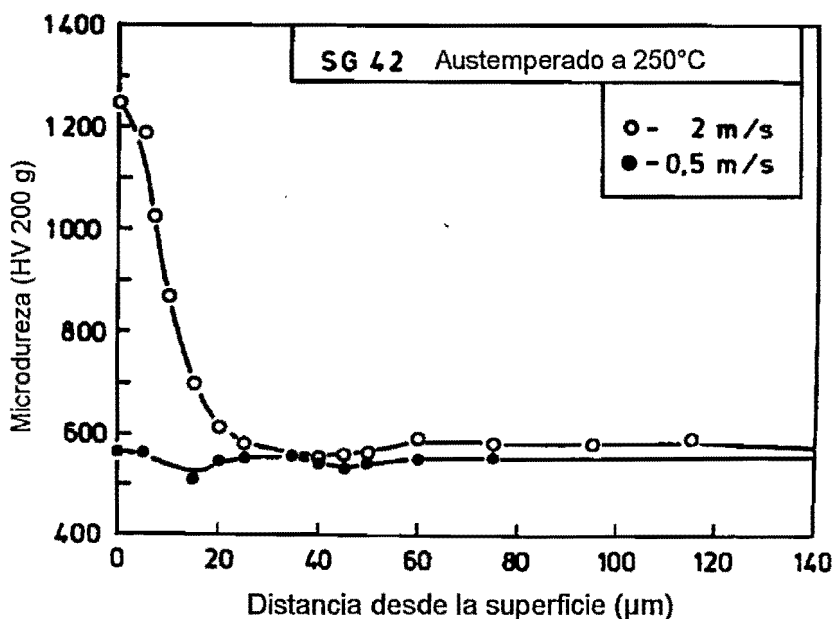


Figura 68 Microdureza en la región cerca de la superficie, para probetas de fundición nodular austemperado con velocidades de deslizamiento de 0.5 m/s y 2 m/s.⁹⁴

La microestructura de la matriz abajo de la superficie desgastada de las muestras ensayadas con velocidades de 1,5 m/s y 2 m/s mostró estar dividida en tres regiones:

- una región exterior blanca, no atacada.
- una región intermediaria de alta dureza.
- la propia matriz del material austemperado.

La máxima resistencia fue conseguida con el material templado. El material en estado bruto de fusión presentó una resistencia al desgaste en deslizamiento no lubricado menor en varias ordenes de magnitud a la encontrada en el material austemperado.

Con velocidad baja (0,5 m/s) la superficie del material presentó oxidación y un desgaste uniforme; algunas áreas mostraran huellas semejantes a las encontradas en desgaste *abrasivo*, acompañadas de escombros. Hubo también evidencia de virutas de material con acentuada deformación plástica. Las probetas sometidos a velocidades altas (2 m/s) presentaron una superficie lisa con regiones aisladas donde hubo arranque de material. Fue común encontrar, en el área lisa, pequeñas grietas asociadas a los nódulos de grafito en la región próxima a la superficie que permitieron la formación de pequeños escombros.

En altas velocidades de deslizamiento estos materiales mostraron un desempeño semejante al de muchos aceros endurecidos, cuando fueron ensayados contra una fundición nodular templada en aceite. Este buen desempeño de la fundición nodular austemperada es debido a la presencia de una microestructura dúplex en la matriz metálica: austenita retenida y ferrita bainítica.

PING et al.⁹⁵ estudiaron la fricción y el desgaste de una fundición nodular (3,7%C; 2,54% Si; 0,45% Mn; 0,16% Cu; 0,06% Cr; 0,05% Ni) austemperada a 370°C, utilizando el ensayo pin - disco. Un acero de alto Si (0,69% C; 2,5% Si; 1,0% Ni) austemperado a 420°C también fue ensayado para determinar el efecto del grafito.

La resistencia al desgaste por deslizamiento fue influenciada fuertemente por la microestructura obtenida. La menor pérdida de masa fue conseguida en las fundiciones nodulares con microestructura martensítica. La Figura 69 muestra la variación de la rata de desgaste con el tiempo de austemperado, la cual alcanza un máximo para 13 minutos de tratamiento, cuando la fracción volumétrica de martensita fue cero. En la misma figura se puede notar que hay variación de la rata de desgaste en tiempos de

tratamiento dentro de la ventana del proceso (zona II), en la cual la microestructura, formada por ferrita bainítica y austenita retenida, permanece constante.

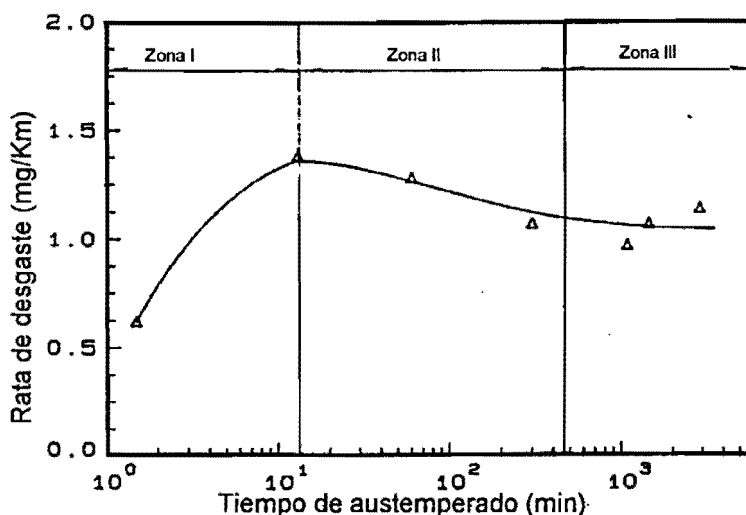


Figura 69 Variación de la rata de desgaste con el tiempo de austemperado para la fundición nodular austemperado. Velocidad 1.15 m/s, carga 10.5 N.⁹⁵

Los resultados de rata de desgaste medida en probetas tratadas por tiempos de tratamiento muy largos, correspondientes a la zona III (segunda etapa de la transformación) pueden ser mejor entendidos como un aumento de la resistencia al desgaste, debida a la precipitación de carburos y no como una caída como presentado por los autores.

El desempeño del acero de alto contenido de Si en cualquier tiempo de tratamiento fue superior al de la FNA. Los nódulos de grafito parecen ejercer un efecto de reducción del área efectiva para soportar la carga combinada con un efecto de entalle que permite la fractura de la superficie. El análisis de las superficies en el Microscopio electrónico de barrido mostró una deformación plástica acentuada alrededor del nódulo de grafito e inició de agrietamiento del material.

El aumento de la carga aplicada, de 10,5 N para 19,6 N, tuvo un efecto interesante, como se muestra en la Figura 70. Según los autores la rata de desgaste fue menor para tiempos inferiores a 100 min, cuando la fracción volumétrica de austenita estabilizada fue alta; la posterior disminución de esa fase produjo una caída de la resistencia al desgaste. Un ensayo realizado con carga de 39,2 N mostró una reducción de 28% a 12 % en la fracción volumétrica de austenita. El autor discute la posibilidad de ser la transformación martensítica la responsable por la diferencia en ese comportamiento.

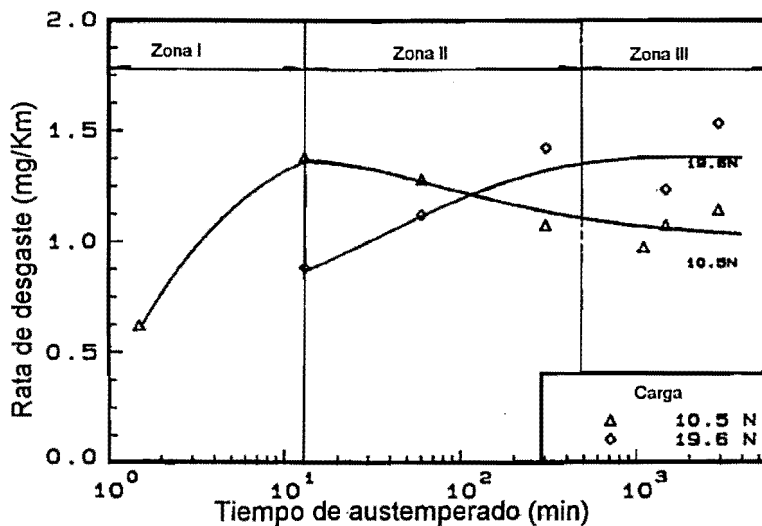


Figura 70 Variación de la rata de desgaste con el tiempo de austemperado para fundición nodular austemperado con diferentes cargas normales.⁹⁵

PRADO et al.⁹⁶ estudiaron la resistencia al desgaste por rodadura en seco de una fundición nodular (3,52 %C; 2,6% Si; 0,20% Mn; 0,03% Cr; 0,20% Mo; 0,41% Ni; 0,73% Cu) austemperado a diferentes temperaturas. La Figura 71 muestra la variación de la rata de desgaste con la carga aplicada, para diferentes temperaturas de austemperado. Se observa que para cargas entre 100 N y 300 N no hay variaciones en el comportamiento del material; con posteriores aumentos de carga la rata de desgaste aumenta rápidamente.

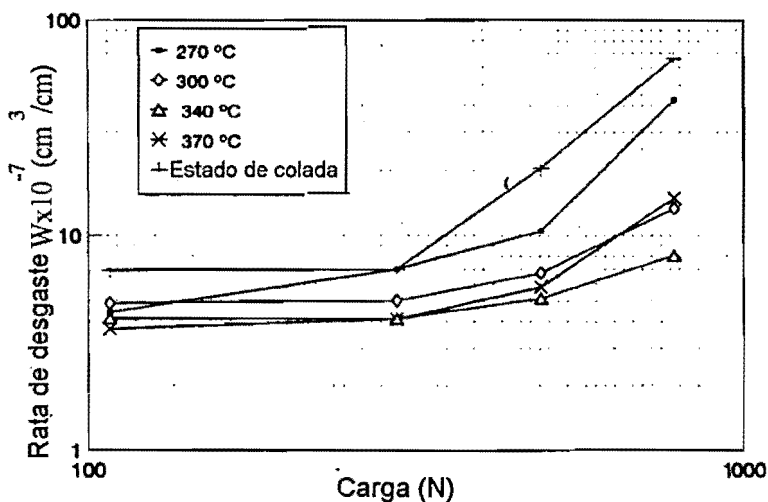


Figura 71 Variación de la rata de desgaste con la carga aplicada obtenida por PRADO et al.⁹⁶

La Figura 72 muestra el efecto de la temperatura de austemperado en la resistencia al desgaste. Para bajas cargas aplicadas, entre 110 N y 300 N, no hay una variación importante de la rata de desgaste con la temperatura de tratamiento; para altas cargas, 500 N y 800 N, se observó una fuerte dependencia de la temperatura, con la máxima resistencia en la franja de temperaturas entre 320°C y 340°C. Es importante notar que para temperaturas inferiores a 300°C ocurre la mayor pérdida de masa, a pesar de la mayor dureza de la matriz. Esto revela problemas de tenacidad en el material que limitan la posibilidad de utilización.

Los autores no encontraron transformación martensítica inducida en la superficie desgastada, mas si una intensa deformación plástica de la austenita. Los nódulos de grafito quedaron con forma elipsoidal, el que favorece la formación de grietas. Debido a la deformación plástica de la matriz, el grafito queda también menos expuesto dificultando la lubricación.

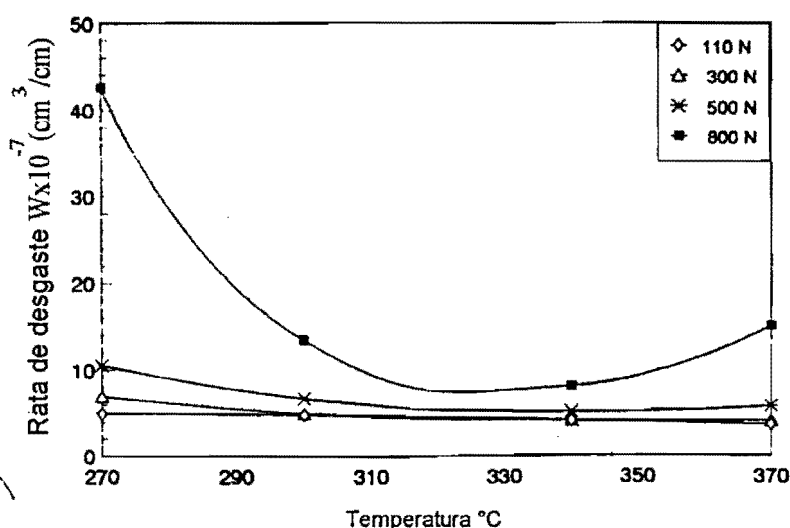


Figura 72. Variación del desgaste con la carga aplicada y la temperatura de tratamiento. Resultados de PRADO et al.⁹⁶

SCHMIDT & SHUBERT⁴ realizaron experimentos para determinar la estabilidad de la austenita presente en una FNA, aleada con Cu, Ni y Mo. El equipo utilizado fue del tipo pin - disco. La Figura 73 muestra la variación de la resistencia al desgaste del material tratado a la temperatura de 400°C con el tiempo de tratamiento; la fracción máxima de austenita fue encontrada para 10 minutos de tratamiento. Se observa que el comportamiento del material depende de la carga aplicada; la variación de este parámetro de 119 N para 213 N produjo transformación martensítica de la austenita. Con la carga menor solo hubo un pequeño endurecimiento de la superficie debido a la deformación; cuando la carga fue aumentada para

213 N se formó martensita en la superficie del material. Esta fase protege al grafito mejorando la resistencia al desgaste, la cual queda en el mismo nivel de la fundición nodular de matriz martensítica.

Los resultados presentados sobre la resistencia al desgaste por deslizamiento de FNA mostraron que no hay acuerdo sobre los efectos benéficos de la presencia de la austenita estabilizada. Dependiendo de las condiciones de carga y velocidad, conque ocurre el contacto, puede ocurrir transformación de la austenita en martensita formando una capa de alta dureza y resistencia al desgaste. El tamaño de la capa y su adherencia al sustrato también deben ser considerados.

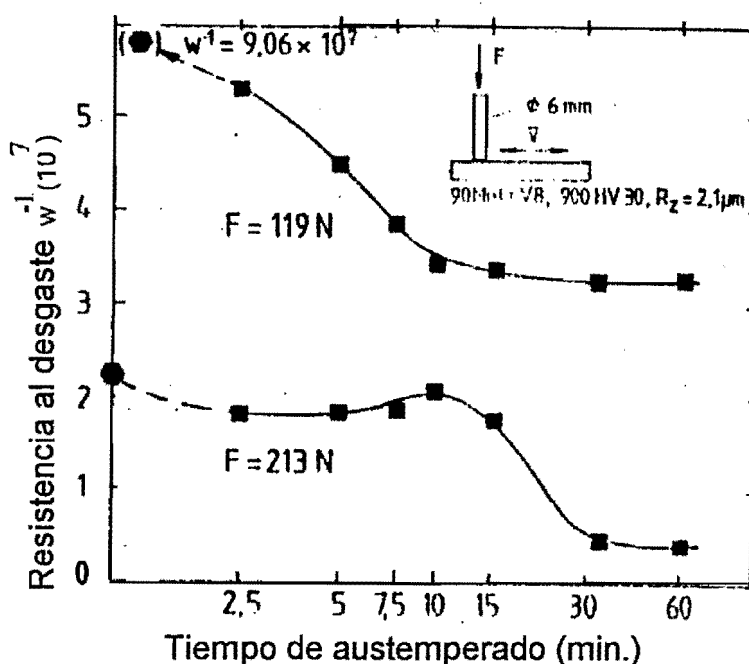


Figura 73. Variación de la resistencia al desgaste por deslizamiento de una fundición nodular austemperada a 400°C, para dos cargas aplicadas.⁴

5.3 RESISTENCIA AL DESGASTE ABRASIVO DE FUNDICIONES NODULARES

La resistencia a la abrasión de las fundiciones que contienen grafito depende de la microestructura de la matriz metálica y de la forma del grafito. En estos materiales, el grafito constituye un entalle interno que afecta la respuesta del material frente a los esfuerzos y deformaciones presentes durante el desgaste abrasivo.

La Figura 74⁹⁷ muestra el efecto de la forma del grafito, o sea de la forma de entalles internos, en la resistencia al desgaste abrasivo, comparando la rata de desgaste de fundiciones grises y nodulares con matriz martensítica, de durezas aproximadamente iguales.

Puede observarse que existe una relación diferente entre la pérdida de material con la carga aplicada para distintos tamaños del abrasivo utilizado. Con abrasivos finos (65 μm) la rata de desgaste es semejante para todas las presiones aplicadas; el aumento del tamaño del abrasivo (90 μm) genera un aumento de la rata de desgaste en la fundición de grafito laminar, pero es poco alterada en la fundición nodular. Esto es atribuido a la menor tenacidad de la fundición gris; la intensidad de entalle asociada a las láminas de grafito es de una a dos ordenes de magnitud mayor que la debida a las esferas de grafito.⁸ La propagación de grietas a lo largo de las láminas de grafito facilita la remoción de material, aumentando la rata de desgaste.

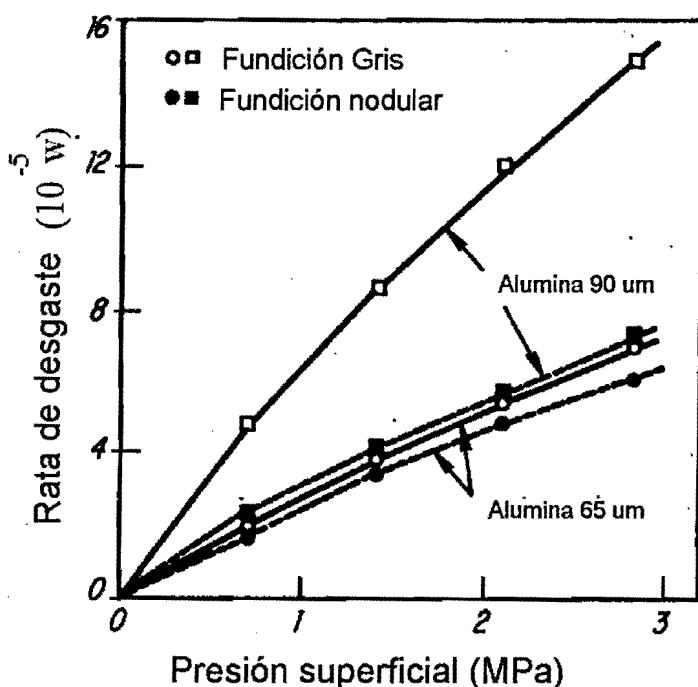


Figura 74 Efecto de la forma de la grafito en la rata de desgaste de fundiciones.⁹⁷

El efecto del tamaño del abrasivo en la resistencia a la abrasión de fundiciones grises de matriz perlítica fue estudiado por SAMUELS & CRAIG.⁹⁸ Durante la abrasión con partículas gruesas, la cavidad que contiene el grafito se cierra generando modificación de la superficie; las láminas de grafito no quedan expuestas. Con abrasivos medios el grafito es removido parcialmente, sin cerrar la cavidad. Ya en el

caso de abrasión con partículas de granulometría fina el proceso predominante es una intensa deformación plástica de la superficie.

Diferentes investigaciones muestran que la resistencia al desgaste abrasivo de los aceros aumenta cuando la microestructura cambia progresivamente de ferrita para perlita, bainita y martensita.⁹⁹ En fundición nodular, sin embargo, mayores valores de resistencia al desgaste abrasivo han sido encontrados en matrices formadas por bainita inferior que en fundiciones nodulares martensíticas de dureza semejante, ensayadas utilizando el método del pin - lija, como es mostrado en la Figura 75.¹⁰⁰ En las estructuras bainíticas existe una fracción volumétrica de austenita mayor que la encontrada en la matriz templada; la mayor ductilidad y capacidad de endurecimiento de la austenita o su transformación martensítica inducida por la deformación, produce un aumento considerable de la dureza en la superficie desgastada.

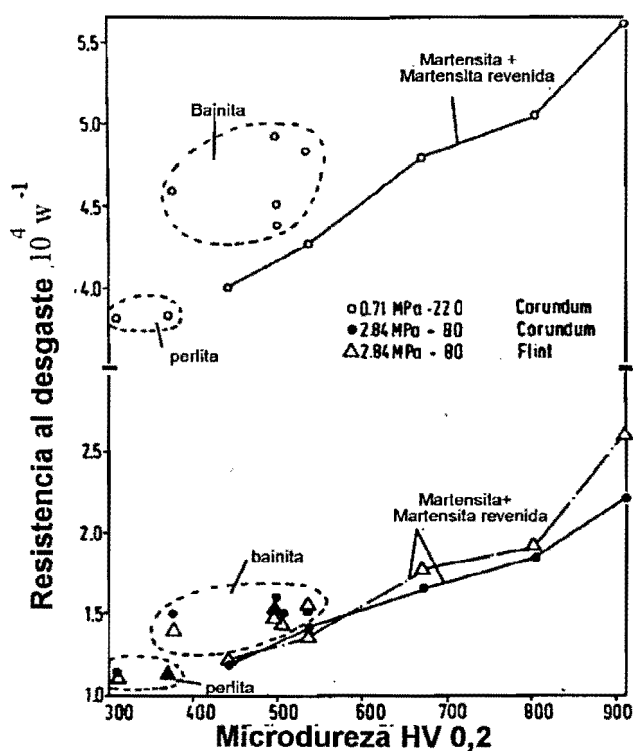


Figura 75 Influencia de la microestructura de la matriz en la resistencia al desgaste abrasivo de fundiciones nodulares, con diferentes abrasivos y diferentes cargas. Ensayo de pino en la lija.¹⁰⁰

La influencia de la temperatura de austemperado en la resistencia al desgaste abrasivo fue estudiada por ZUM GHAR⁹⁹ utilizando el método del pin - lija. Para temperaturas bajas, menores que 350°C, fue

encontrada una resistencia menor, a pesar de su mayor dureza como ilustrado en la Figura 76; la mayor fracción volumétrica de austenita estabilizada fue responsable por este comportamiento.

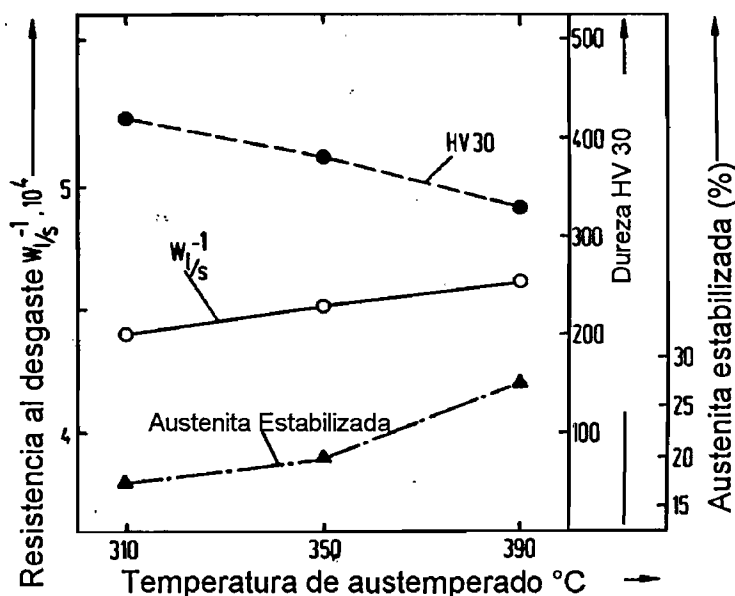


Figura 76 Variación de la resistencia al desgaste abrasivo, la dureza y la fracción de austenita retenida de una fundición nodular austemperada en diferentes temperaturas. Método utilizado: pino en la lija.⁹⁹

El efecto del contenido de carbono en la martensita y de la fracción de austenita retenida en la resistencia a la abrasión de fundiciones nodulares martensíticas fue investigado por LI & ZHOU¹⁰¹. La resistencia del material en el ensayo de abrasión a dos cuerpos aumentó con el contenido de carbono de la martensita, tanto para abrasivos duros como blandos. El abrasivo blando, dureza 550 Hv, no logra cortar la matriz, mas genera esfuerzos que resultan en la formación de grietas en la superficie o a partir de los nódulos de grafito que actúan como concentradores de esfuerzos. En el caso del abrasivo duro, 1600 Hv, ocurre corte y arado de la matriz; la matriz con mayor dureza ofrece una resistencia mayor al corte.

El efecto de la fracción volumétrica de austenita retenida en la resistencia al desgaste de fundiciones nodulares de matriz martensítica está relacionado con el tipo de abrasivo utilizado. La Figura 77(a) muestra el resultado de la resistencia a la abrasión para diferentes fracciones de austenita retenida. Con abrasivos blandos, la resistencia es baja para fracciones volumétricas de austenita del orden de 10%. La alta dureza de matriz con fracciones de austenita menores es responsable por la mayor resistencia a la abrasión; la transformación de la austenita retenida en martensita, por otro lado, genera

aumento de la resistencia al desgaste, cuando están presentes mayores cantidades de austenita. Cuando la dureza del abrasivo fue alta, Figura 77(b), el mecanismo de desgaste fue de microcorte y no hubo variación de la rata de desgaste con la fracción de austenita retenida.

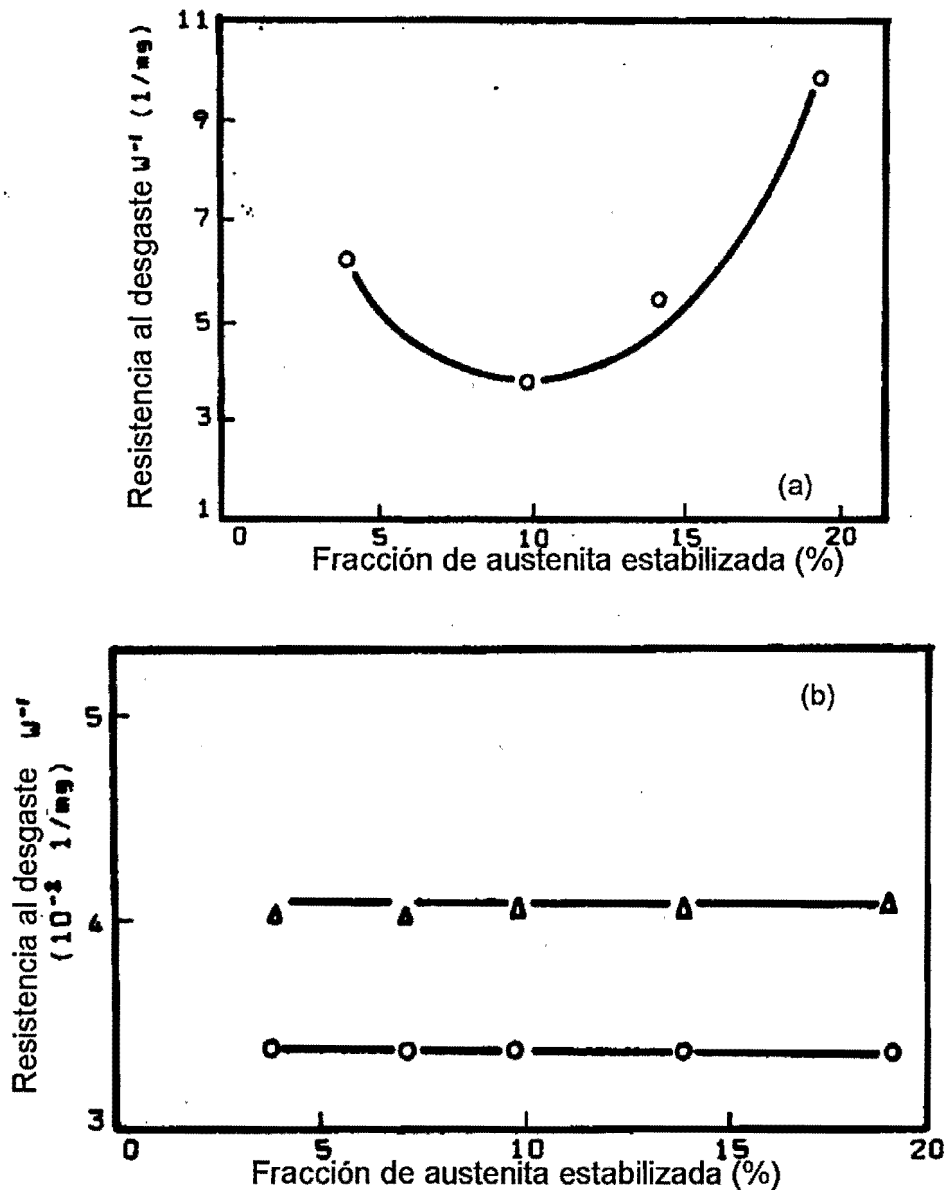


Figura 77 Variación de la resistencia la abrasión a dos cuerpos con la fracción de austenita retenida. a) para abrasivo blando; b) para abrasivo duro Δ : 14,2 N; O: 28,9 N.¹⁰¹

LUO et al.¹⁰² investigaron el comportamiento de una fundición nodular, aleada con 1,19% de Mn, con matriz martensítica y bainítica en condiciones de abrasión a dos cuerpos y a tres cuerpos con impacto. El efecto del grafito en la resistencia al desgaste fue estudiado sometiendo un acero alto carbono a los

mismos procesos abrasivos. En el ensayo de abrasión a dos cuerpos fue encontrada la mayor resistencia cuando la microestructura fue formada por martensita o martensita más austenita retenida. La presencia del grafito generó un aumento del desgaste debido a la inducción de grietas en la región vecina a la superficie. Cuando los esfuerzos de impacto acompañaron el proceso abrasivo las microestructuras bainíticas mostraron un mejor desempeño que las estructuras martensíticas.

RAO & ZHOU ¹⁰³ estudiaron la resistencia al impacto repetido de bolas de molino fabricadas en diferentes fundiciones. El mejor comportamiento fue encontrado en las bolas fabricadas con fundiciones blancas de alto cromo; el desempeño de las bolas fabricadas en fundición nodular de matriz martensítica fue muy inferior al obtenido en la fundición de alto cromo, mas su resistencia al impacto fue semejante a la obtenida con una fundición de bajo contenido de cromo con la misma microestructura.

Otros investigadores⁸⁸ mostraron las ventajas económicas de la utilización de fundiciones nodulares, con altos contenidos de Mn y con adición de boro, con matriz bainítica. El consumo de material por tonelada de mineral fue muy inferior al encontrado en bolas de acero forjado y semejante al de una fundición blanca de alto cromo

SHEPPERSON & ALLEN ¹⁰⁴ estudiaron la resistencia al desgaste abrasivo de dos fundiciones nodulares tratadas a temperaturas de austemperado entre 250°C y 420°C. La composición química de las fundiciones es mostrada en la tabla 3-1. El ensayo utilizado fue del tipo pin - lija (abrasivo Al₂O₃ 300 µm, carga 3,2 Kgf, recorrido 14,64 m, velocidad 0,28 m/s). Los resultados mostraron una reducción de la fracción de austenita del orden de 40% a 50% en la capa superficial sometida a abrasión. Las medidas de microdureza en la superficie desgastada confirmaron ese cambio en la microestructura.

Tabla 7. Análisis químico de las fundiciones nodulares austemperadas estudiadas por SHEPERSSON & ALLEN ¹⁰⁴

ALEACIÓN	C	Si	Mn	S	P	Cu	Mg
1	3,7	2,2	0,1	0,02	0,05	-	0,037
2	3,6	2,1	0,25	0,02	0,05	0,8	0,03

Los valores de resistencia a la abrasión relativa de las fundiciones estudiadas, tomando como referencia un acero bajo carbono, variaron entre de 2,5 y 1,5, cuando la temperatura de austemperado

varió de 250°C a 450°C, como ilustrado en la Figura 78. Con el aumento de la temperatura, en general hay una caída en la resistencia a la abrasión observándose, sin embargo, que ese resultado permanece constante entre 300°C y 400°C en la fundición con 0,8% de Cu y entre 300°C y 350°C en la fundición sin Cu, a pesar de la dureza estar disminuyendo. Este hecho es explicado por el aumento de la fracción de austenita estabilizada lograda con el aumento de la temperatura de tratamiento. Por lo tanto, hay un mayor volumen de austenita transformado para martensita cuando el material es sometido a abrasión. O sea, la fundición con 0,8% Cu tratada a 400°C tiene la misma resistencia a la abrasión que cuando es tratada a 300°C, pero con mucha mayor tenacidad.

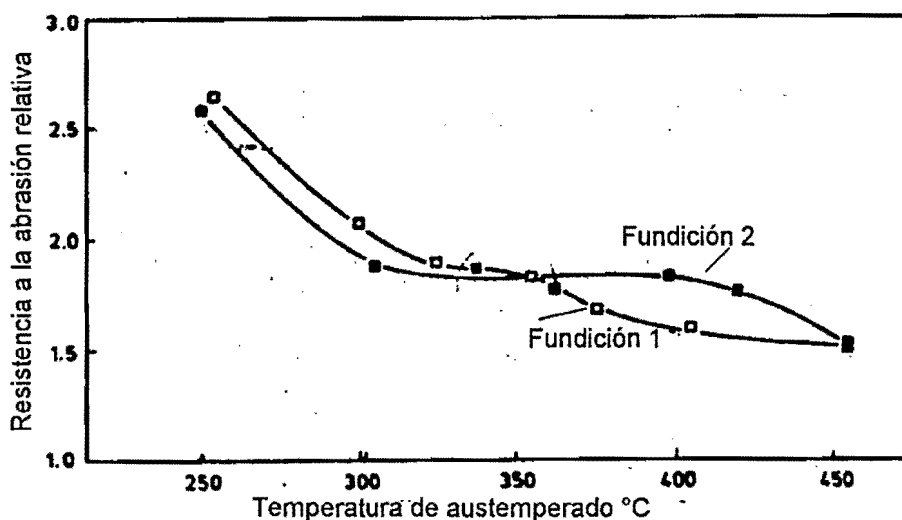


Figura 78. Valores de resistencia al desgaste abrasivo como función de la temperatura de austemperado para las ligas con adición de 0.8% de Cu (liga 2) y sin adición de Cu (liga 1).¹⁰⁴

La resistencia a la abrasión aumentó con la caída de la temperatura de austemperado, como mostrado por otros autores. Este aumento es atribuido a varios factores:

- Una microestructura ferrita - austenita más fina;
- La transformación martensítica inducida por el esfuerzo durante el proceso abrasivo;
- La precipitación de carburos épsilon en la bainita inferior.

Además, los autores mostraron que la FNA presentó mayor resistencia al desgaste que algunos materiales ferrosos normalmente usados para resistencia a la abrasión, incluyendo el acero Hadfield. La influencia de la fase grafito en la resistencia a la abrasión fue determinada por comparación con un acero de microestructura perlítica, semejante a la de la fundición nodular con cobre; la resistencia a la

abrasión de este último material fue menor, mostrando que la presencia de la grafito es prejudicial para la resistencia a la abrasión y no ejerce efecto de lubricación.

La variación de la resistencia al desgaste con la dureza para los diferentes materiales es mostrada en la Figura 79. La FNA tiene mayor resistencia a la abrasión para el mismo nivel de dureza. Esto muestra que la simple medida de dureza no puede ser tomada como parámetro para predecir la resistencia a la abrasión.

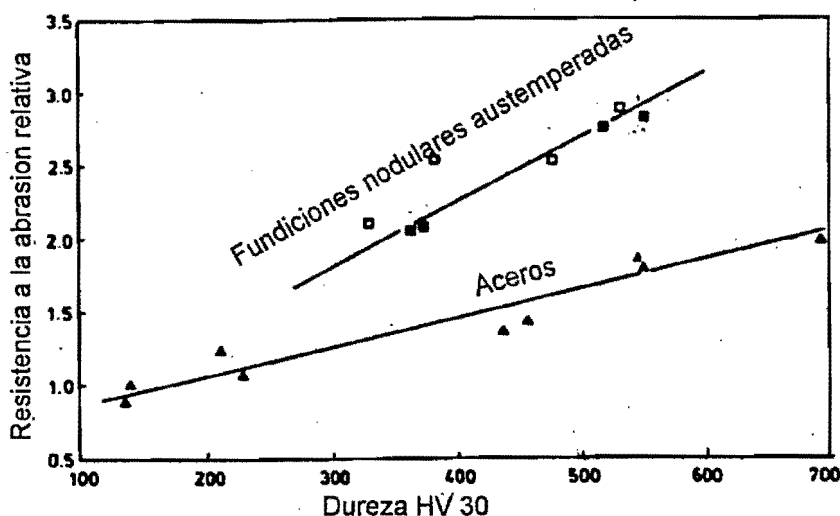


Figura 79 Variación de la resistencia a la abrasión con la dureza para diferentes materiales reportada por SHEPPERSON & ALLEN.¹⁰⁴

Según estos autores, la buena resistencia a la abrasión de la FNA puede ser atribuida a la morfología de la microestructura y a la transformación martensítica inducida por deformación. Para temperaturas de tratamiento menores de 300°C se forma una estructura muy fina, con carburos precipitados, que parece ser responsable por la resistencia a la abrasión del material. Para temperaturas altas de tratamiento esta contribución debe ser menor, debido a la menor resistencia del material a la deformación. Sin embargo, la transformación inducida de la austenita en martensita puede compensar esa menor resistencia a la deformación; esta contribución depende directamente de la fracción de austenita estabilizada presente y de la temperatura M_d en la cual la transformación de la austenita puede ser inducida mecánicamente.

Un estudio sobre resistencia a la abrasión y erosión de FNA obtenidas en molde permanente y en molde de arena fue realizado por SEETHARAMU et al.¹⁰⁵. La influencia del contenido silicio fue estudiada por variación del contenido de este elemento entre 2.4% y 3.4%. El ensayo utilizado para

evaluar la resistencia a la abrasión fue la rueda de caucho - arena. El ciclo térmico realizado consistió de austenización a 950°C seguido de austemperado a 300°C durante 30 minutos. El aumento del contenido de silicio generó un aumento del número de nódulos por mm² y una disminución de la fracción volumétrica de austenita estabilizada obtenida después el tratamiento de austemperado.

Los ensayos de abrasión mostraron un aumento de la pérdida de masa con el aumento del contenido de silicio. La mayor resistencia a la abrasión encontrada en la fundición de bajo Si es atribuida tanto a la menor cantidad de grafito como a la mayor fracción de austenita alcanzada, ya que todas las fundiciones fueron austenizadas a la misma temperatura. La resistencia al desgaste de la fundición nodular vaciada en molde de arena, tanto en estado de colada como austemperado, fue menor del que la obtenida en las fundiciones nodulares producidas en molde metálico.

SCHISLER et al.¹⁰⁶ estudiaron la resistencia al desgaste abrasivo en presencia esfuerzos de impacto de un fundición nodular sin elementos de aleación, austemperada a 380°C. La mayor resistencia correspondió a la mayor fracción volumétrica de austenita y a la menor dureza del material, como ilustrado en la Figura 80; la mayor resistencia fue obtenida con tiempos de tratamiento de 10 a 15 minutos, que no correspondió al fin de la reacción bainítica; con 20 minutos de tratamiento la reacción llegó a 90%. Hubo formación de martensita en la superficie desgastada y en las regiones vecinas. La heterogeneidad del desgaste de la matriz es debida a la presencia de diferentes zonas dentro de la matriz metálica formadas durante la solidificación del material.

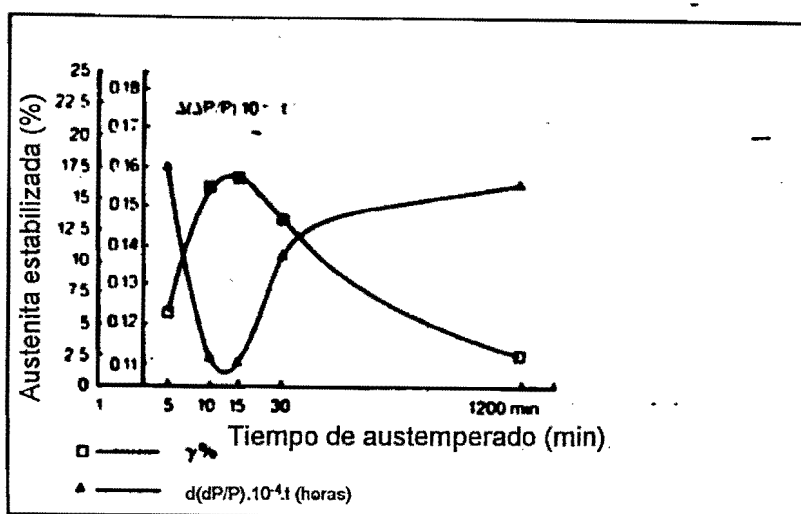


Figura 80 Resultados de resistencia a la abrasión obtenidos por Shisler et al.¹⁰⁶

Un resultado semejante fue encontrado por DALL'O et al.¹⁰⁷ usando el sistema rueda de caucho –arena para determinar la resistencia al desgaste de fundiciones nodulares con adición de Cu, Ni y Mo. La resistencia al desgaste relativa al acero 1045, usado como material de referencia, mostró un máximo en tiempos de tratamiento para los cuales la dureza es mínima, Figura 81.

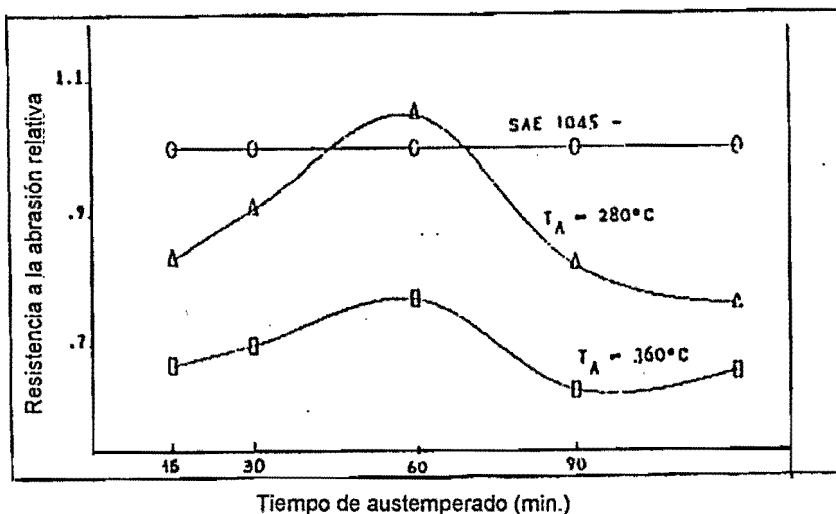


Figura 81 Variación de la resistencia al desgaste de fundición nodular austemperado reportada por DALL'O et al.¹⁰⁷

VELEZ J. M.¹⁰⁸ estudió la resistencia al desgaste abrasivo de fundiciones nodulares con diferente microestructura en la matriz, utilizando un mecanismo de esclerometría pendular, consistente en un péndulo para ensayos charpy al cual le son adaptados un portaherramientas, en lugar del martillo, y un portamuestras en que se coloca una muestra de forma prismática con la superficie pulida metalográficamente. Este sistema permite aislar el evento abrasivo, permitiendo definir la forma de la partícula y la profundidad del surco realizado. La energía (E) consumida en la realización del surco es suministrada por el equipo. La energía específica (e), definida como energía por unidad de masa (m) es un indicador de la resistencia al desgaste abrasivo del material. Las curvas de variación de energía específica en función de la masa retirada, como las presentadas en la Figura 82 para fundiciones nodulares austemperadas, tienen una forma potencial, expresada por la siguiente ecuación:

$$e(m) = Km^{(q-1)}$$

Ecuación 8

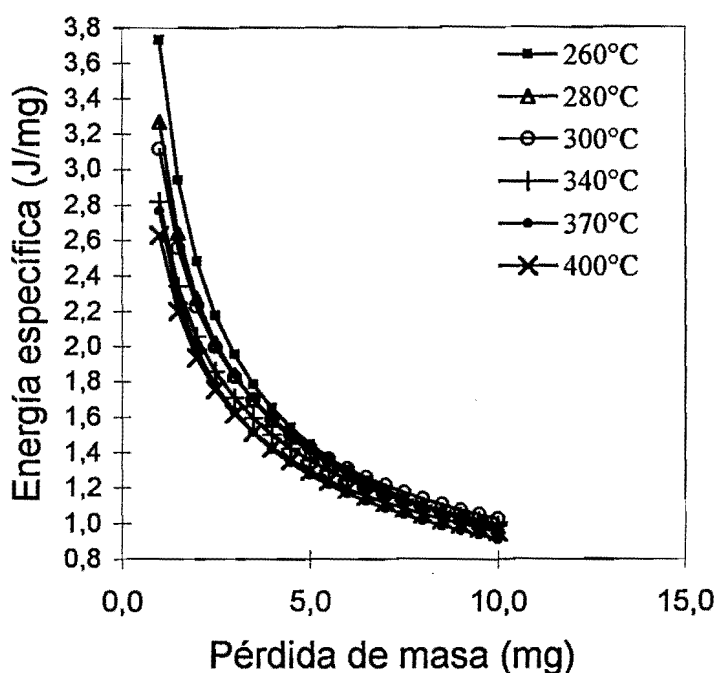


Figura 82. Variación de la energía específica con la pérdida de masa para fundición nodular austemperada a diferentes temperaturas.¹⁰⁸

Esos resultados permiten construir mapas en los que se puede comparar la resistencia al desgaste de fundiciones con diferente microestructura para diferentes propiedades mecánicas. La Figura 83 muestra un mapa que relaciona la resistencia al desgaste con la dureza para matrices ferríticas, perlíticas, bainíticas y martensíticas con diferentes tamaños de surco realizado durante el experimento. Se observa que para valores de dureza del orden de 300 HV la mejor resistencia la presentan las fundiciones perlíticas, en surcos de poca profundidad. Las fundiciones austemperadas a baja temperatura, con durezas entre 450 HV y 500 HV mostraron mayor resistencia al desgaste que las fundiciones templadas y revenidas, para surcos de poca profundidad; con surcos de mayor profundidad el comportamiento de las fundiciones martensíticas fue mejor. Un mapa similar puede ser construido para mostrar la variación de la resistencia al desgaste con la tenacidad del material.

Un resultado importante de este trabajo, es que la resistencia al desgaste disminuyó con el aumento de la fracción volumétrica de austenita estabilizada, mostrado en la Figura 84. Este resultado es contrario a los resultados presentados por ZUM-GAHR⁹⁹, quien encontró un aumento de la resistencia al desgaste con la fracción de austenita debido a la capacidad de endurecimiento por deformación en frío de esta fase y/o a su transformación en martensita causada por la deformación plástica acentuada en el

material. Debe tenerse en cuenta, sin embargo que el experimento realizado por ese autor es muy diferente al utilizado para obtener los presentes resultados.

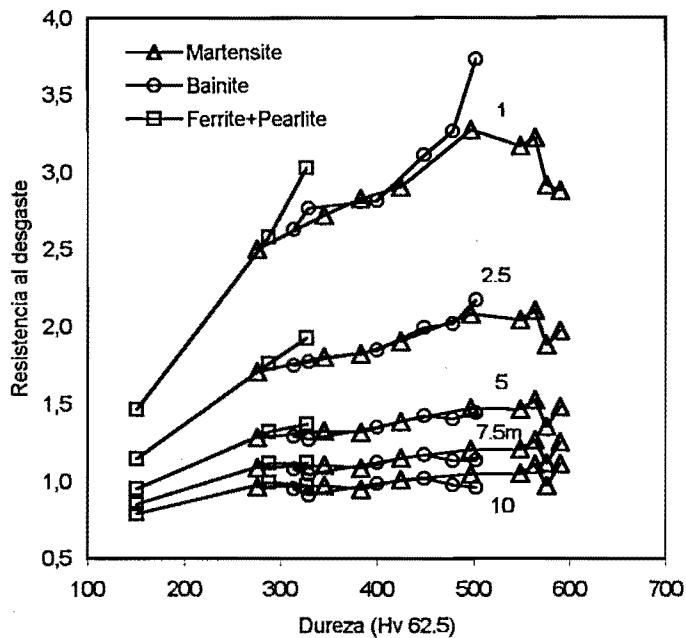


Figura 83. Mapa que muestra la relación de la resistencia al desgaste de una fundición nodular con la dureza para diferentes microestructuras en la matriz y diferentes profundidades del surco formado.¹⁰⁸

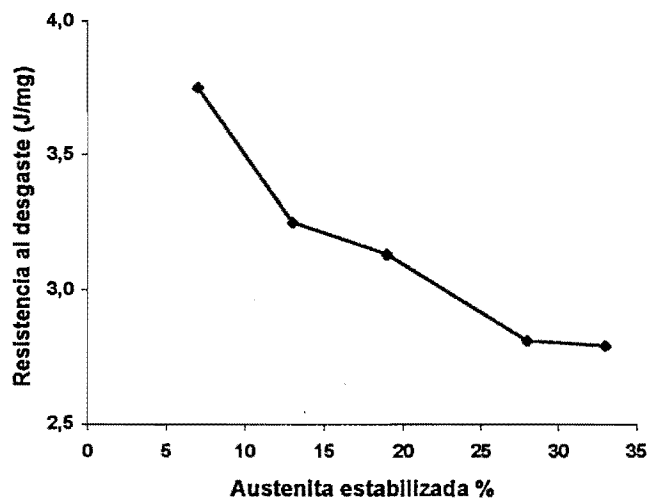


Figura 84. Variación de la resistencia al desgaste con la fracción de austenita estabilizada para una fundición nodular austemperada encontrado por VELEZ.¹⁰⁸

MUÑOZ y VELEZ¹⁰⁹, estudiaron la resistencia al desgaste de fundiciones nodulares con diferente microestructura en la matriz metálica, utilizando un sistema pin-lijja. De forma semejante al anterior resultado, esos autores elaboraron un mapa de resistencia al desgaste contra dureza para diferentes microestructuras, presentado en la Figura 85. Es importante comparar ese mapa con el presentado en la figura 83. En este resultado la resistencia al desgaste de la FNA es superior a las perlíticas y martensíticas, mostrando el efecto del tribosistema en la evaluación del desgaste abrasivo.

También se observa que la resistencia al desgaste en el rango de dureza entre 350HV y 450 HV se mantiene constante, resultado semejante al encontrado por SHEPERSON y ALLEN, mostrado en la Figura 78. Esto muestra el importante papel que juega la austenita estabilizada en la resistencia al desgaste abrasivo de estos materiales, en esas condiciones de carga.

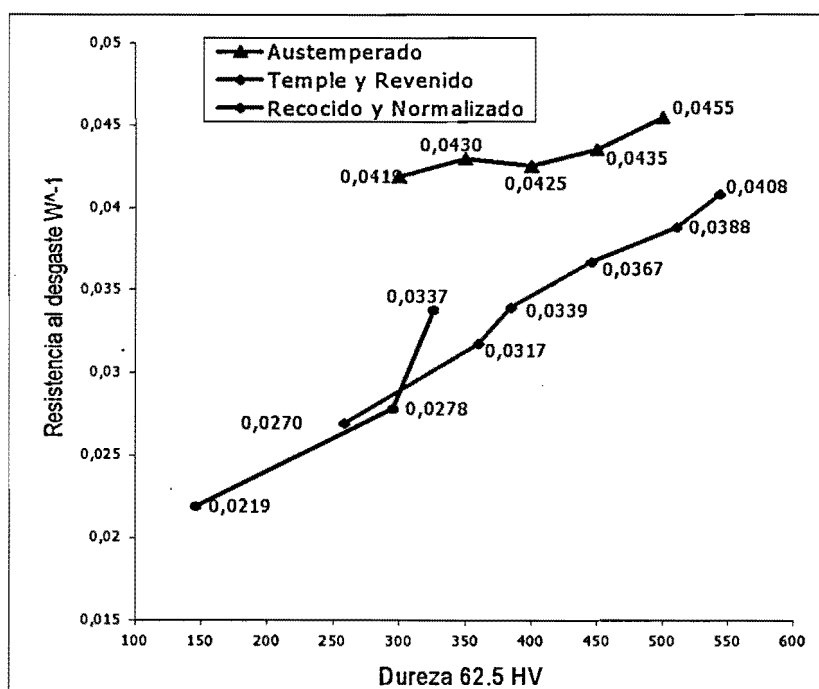


Figura 85. Mapa que muestra la relación entre la resistencia al desgaste y la dureza para una fundición nodular con diferentes microestructuras de la matriz, reportada por MUÑOZ y VELEZ¹⁰⁹

La FNA presenta una resistencia al desgaste abrasivo superior a la de muchos aceros martensíticos y bainíticos y de fundiciones nodulares con matriz martensita revenida, en condiciones de desgaste de bajo esfuerzo, sistema pin-lijja. Esto es ilustrado en la gráfica de la figura 86 que compara la variación de la pérdida de masa con la dureza para esos materiales.

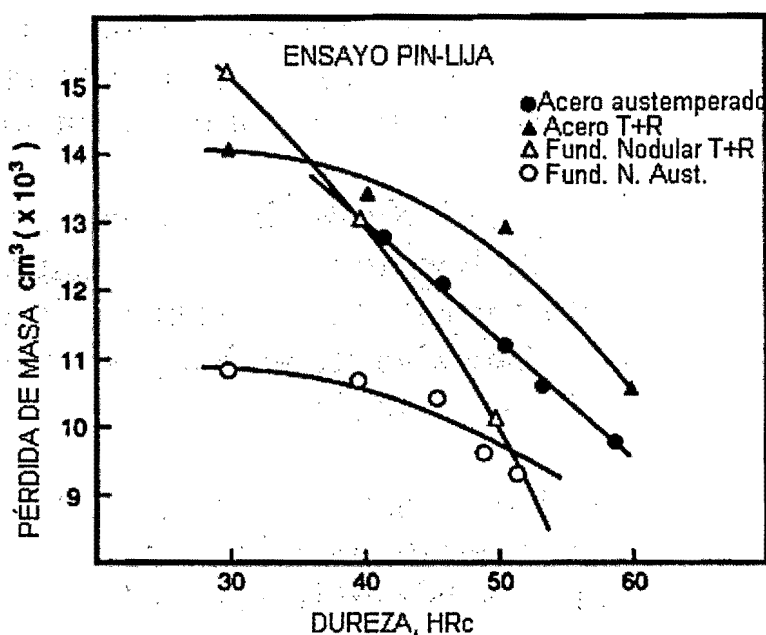


Figura 86. Comparación de resistencia a la abrasión de diferentes materiales con FNA para diferentes niveles de dureza.

5.4 COMENTARIOS SOBRE LA REVISIÓN DE LA LITERATURA RELACIONADA CON LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE FNA

La presente revisión bibliográfica permite hacer algunos comentarios de interés sobre el comportamiento de fundiciones nodulares con miras a la aplicación en elementos de máquinas sometidos tanto al desgaste por deslizamiento seco como a la abrasión:

- Los métodos encontrados en las investigaciones realizadas y las condiciones de carga y velocidad utilizadas difieren entre los investigadores; este hecho dificulta la comparación de los resultados
- La transformación de la austenita en martensita, inducida por la presencia de esfuerzos o deformaciones, ocurre para determinadas condiciones de carga y velocidad aplicadas al material. Hay consenso en la literatura de que tal transformación produce un aumento de la resistencia al desgaste abrasivo de las fundiciones nodulares austemperadas.
- El grafito tiene efecto lubricante en las fundiciones nodulares cuando son sometidas a desgaste deslizante seco; su efecto, sin embargo, es perjudicial cuando el material es sometido a

abrasión. Los nódulos de grafito en la fundición nodular austemperada sometida a deslizamiento seco constituyen entalles que facilitan la fractura de la superficie del material. Una deformación plástica acentuada en la región vecina a los nódulos ha sido reportada por varios investigadores. Para desgaste abrasivo se puede esperar un efecto más acentuado aún.

- El número de nódulos de grafito ejerce un papel importante en la resistencia al desgaste por deslizamiento seco de la fundición nodular. Un mayor número de nódulos genera una disminución de la resistencia al desgaste, independiente del tipo de matriz presente en la microestructura. Efecto semejante fue reportado para resistencia a la abrasión.
- Con fundiciones nodulares austemperadas se puede conseguir una resistencia al desgaste abrasivo comparable a la de muchas aleaciones ferrosas. Esta buena resistencia puede ser explicada por la presencia de austenita estabilizada en la matriz; esa fase tiene alta capacidad de endurecimiento y presenta transformación martensítica inducida por esfuerzos y/o deformaciones.
- No existen datos suficientes en la literatura que permitan establecer una relación entre parámetros que definen la ventana del proceso, tiempos t_1 y t_2 , y la resistencia a la abrasión.
- El efecto de la temperatura de austemperado en la resistencia al desgaste abrasivo no está claro en la literatura. Las microestructuras obtenidas en temperaturas bajas de tratamiento, caracterizadas por la alta dureza y baja ductilidad, son reportadas en la literatura como las más resistentes a la abrasión. En temperaturas correspondientes a la franja de temperaturas superior a 350°C, por otro lado, son obtenidas microestructuras de menor dureza y menor resistencia al desgaste abrasivo. Algunos autores, sin embargo, presentan resultados semejantes entre las dos microestructuras; tal comportamiento es explicado a través de la transformación de la austenita inducida por deformación, durante el proceso de desgaste que permite formar una capa de alta dureza que protege la superficie. De esa forma, la resistencia a la abrasión es bastante influenciada por las condiciones de ensayo, principalmente carga aplicada y velocidad de deslizamiento.

6. TECNOLOGÍA DE LA FUNDICIÓN NODULAR AUSTEMPERADA.

6.1 INTRODUCCIÓN

La amplia gama de propiedades que presenta la FNA ha generado el desarrollo de aplicaciones exitosas en diferentes sectores de la industria: automotriz, construcción civil, agroindustria, procesamiento de minerales, industria militar y equipos para el transporte ferroviario. Normalmente, los elementos de maquinas fabricados en este material son destinados a aplicaciones donde están sometidos a altos esfuerzos mecánicos y/o se requiere una alta resistencia a la fatiga.

El proceso de diseño de elementos de maquinas para ser fabricados en FNA debe ser integral; se deben tener en cuenta todas las variables que intervienen en el proceso hasta la obtención de la pieza final. Esto requiere un conocimiento completo de la aplicación por parte de los Ingenieros involucrados en el desarrollo del elemento: obtención de una fundición nodular de buena calidad, diseño adecuado del ciclo térmico de austemperado para obtener las propiedades especificadas para la aplicación y, finalmente, un buen diseño de los procesos de manufactura - maquinado y acabado final - con el fin de obtener un acercamiento a las dimensiones finales de la pieza de la forma más económica.

En el caso de que el diseño del elemento sea acometido por una única empresa se tendrá más posibilidades de éxito, pues se tendrá un control centralizado de todo el proceso. Sin embargo, este no es el caso normal en nuestro medio donde los procesos mencionados son realizados de manera independiente por varias empresas. Así, para lograr buenos resultados se requiere una comunicación eficiente entre las personas responsables por las diferentes etapas del proceso¹¹⁰.

En este capítulo se hace una presentación de la relación de cada una de las etapas del proceso de fabricación de elementos de maquinas en FNA con las características finales del material, haciendo énfasis en las variables que deben ser controladas para obtener las especificaciones de calidad establecidas para el producto.

6.2 DESARROLLO DE ELEMENTOS DE MAQUINAS EN FNA

Con base en el conocimiento de los fenómenos metalúrgicos que ocurren en el proceso de austemperado (capítulo 3), puede plantearse una metodología global de diseño del proceso para obtener una pieza en FNA.

El diseñador debe especificar cuantitativamente las propiedades mecánicas requeridas, límite elástico, resistencia a la tracción y ductilidad. Para tal efecto, debe apoyarse en la clasificación de la FNA establecida por alguna de las normas, especificando la clase de FNA a que se quiere llegar. Es importante destacar que la dureza no define las propiedades de la FNA; para el mismo nivel de dureza los valores de otras propiedades como la energía absorbida en el ensayo de impacto y ductilidad pueden ser muy diferentes. Con base en esas especificaciones debe diseñarse el ciclo térmico a ser aplicado al material, o sea temperatura y tiempo de austenización y temperatura y tiempo de austemperado.

El diseño de la composición de la fundición debe hacerse con base en las características de la pieza a producir, principalmente el tamaño de la sección máxima. También, debe tenerse en cuenta la habilidad del fundidor, pues es más conveniente partir de alguna aleación con la cual la empresa esté familiarizada. La adición de elementos aleantes debe ser diseñada conjuntamente con el responsable del tratamiento térmico, partiendo de la composición química del hierro base, la temperatura de austemperado, la sección de la pieza y el tipo de equipo a ser utilizado para el tratamiento térmico.

Debe establecerse un procedimiento claro para el control de la calidad de la fundición: la composición química y las características microestructurales como el número de nódulos por mm², la nodularidad, la presencia de carburos primarios y la porosidad deben cumplir los parámetros mínimos establecidos para una fundición nodular de buena calidad.

En la aplicación del ciclo térmico es de gran importancia el control adecuado de las temperaturas y los tiempos seleccionados; estas variables deberán mantenerse dentro de rangos estrechos durante el proceso para evitar desviación de las propiedades mecánicas de los niveles establecidos en las especificaciones. Aquí son de gran importancia las características de los medios utilizados para la realización del tratamiento; el uso de atmósferas controladas para la austenización evita cambios de composición en la superficie de la pieza; el medio para el tratamiento de austemperado debe producir

un enfriamiento rápido para evitar la formación de estructuras propias de tratamientos de mayor temperatura, como perlita y ferrita.

El proceso de maquinado de la FNA debe diseñarse de acuerdo con las propiedades mecánicas del material. La FNA de alta dureza tienen poca maquinabilidad por lo que se recomienda hacer el maquinado antes del tratamiento térmico. La FNA de baja dureza, por otro lado, pueden someterse a procesos de conformación por maquinado después de realizado el tratamiento de austemperado. En ambos casos un tratamiento de granallado como etapa final del proceso aumenta la resistencia a la fatiga del material. El proceso de austemperado deberá, siempre, ser acompañado de probetas adecuadas para el control de las propiedades mecánicas y para el análisis metalográfico con el fin de garantizar las propiedades especificadas. El diagrama de la Figura 87, ilustra los pasos principales a seguir para fabricar un componente en dos clases de FNA, una de alta dureza y baja ductilidad y otra de alta ductilidad. Obsérvese que en el material de alta dureza el proceso de maquinado antecede al tratamiento térmico, como se mencionó antes.

6.3 PROCESO DE PRODUCCIÓN INDUSTRIAL DE LA FUNDICIÓN NODULAR AUSTEMPERADA¹¹¹.

6.3.1 El Proceso de Fundición.

Las características de la fundición nodular destinada al proceso de austemperado definen la calidad del elemento fabricado en FNA. En la actualidad se tiene un conocimiento bastante amplio sobre el efecto de las variables del proceso de producción en las propiedades mecánicas de la FNA, la cual puede ser producida de manera exitosa a partir de un amplio rango de composiciones químicas y por diferentes procesos de vaciado, ya sea en molde de arena o en molde metálico. Los procesos de maquinado y los tratamientos térmicos son diseñados a partir de un producto fundido de buena calidad; por lo tanto, es importante que el fundidor establezca un proceso determinado y se implemente los controles de calidad necesarios para asegurar la repetitividad de las características.

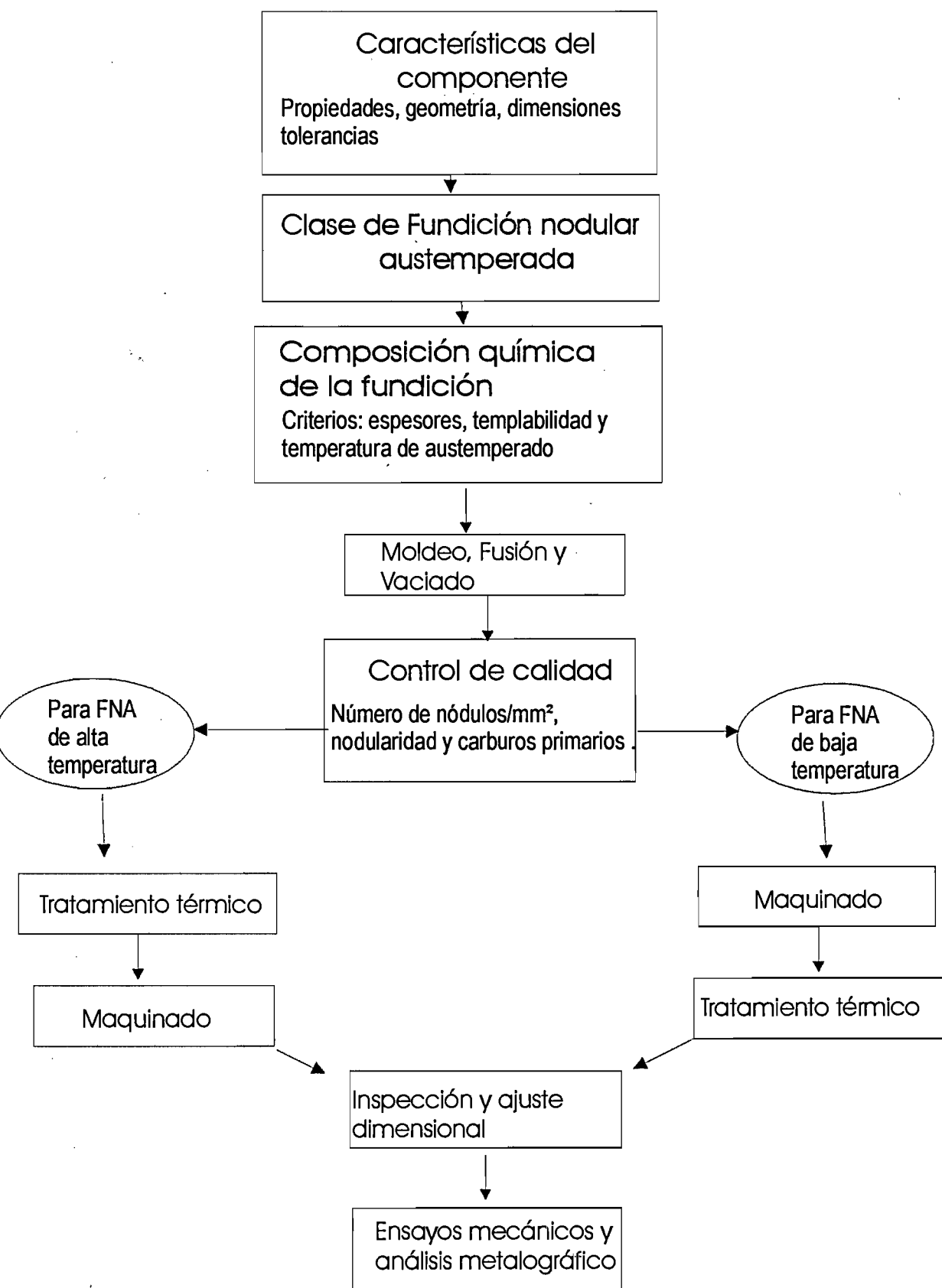


Figura 87. Esquema que ilustra el proceso recomendado para el diseño de componentes en FNA.

El proceso de producción debe garantizar una fundición libre de defectos superficiales a través de un buen diseño del sistema de llenado del molde y de una adecuada preparación del molde mismo. El proceso de inoculación debe ser adecuado para garantizar la obtención de las características mínimas exigidas en la fase grafito: nodularidad mínima 85%, densidad mínima de 100 nódulos/mm² y fracción volumétrica entre 10% y 13%. Sin embargo, debe notarse que la ductilidad de la FNA aumenta con la densidad, o sea con el número de nódulos/mm². Los carburos primarios (asociados a Cr, V, Ti, Mo), los microrechupes y las porosidades producidas por gases reducirán la tenacidad del material. El carbono equivalente (CE) debe ser controlado en un valor de aproximadamente 4,3%.

La adición de elementos de aleación deberá ser realizada solo cuando se requiera aumentar la templabilidad, preferiblemente sólo Cu y Ni¹¹². La presencia de aleantes no amplía el rango de propiedades de la FNA y su adición innecesaria solo incrementa los costos y la complejidad de la producción de la fundición. Adicionalmente, debe recordarse que el perfil de segregación de elementos no cambia sustancialmente con el tratamiento de austemperado.¹¹³ La Tabla 8 muestra una guía para seleccionar la composición química de la fundición nodular destinada al proceso de austemperado:

Tabla 8. recomendaciones de composición química para FNA.

	Elemento	Rango
	Carbono	3,4 – 3,8% (+/-0,20%)
	Magnesio	0,0025-0,06%
Aleación Base	Manganeso	0,35% max. para secciones mayores a 12,7 mm, y 0,6% max para secciones menores a 12,7 mm (+/-0,05%)
	Fósforo	0,04% max
	Silicio(según el CE)	2,2 –2,6 % (+/-0,20%)
	Azufre	0,02 % max.
	Oxígeno	50 ppm max.
	Cromo	0,10% max.
	Cobre*	0,80% max.- (+/- 0,05%)
Elementos aleantes	Níquel*	2,00% max. (+/- 0,10%)
	Molibdeno*	0,30% max. (+/- 0,05%)

* Adicionados solo para aumentar la templabilidad.

En piezas de gran espesor las propiedades mecánicas son inferiores a las de espesores finos debido a que el grado de segregación se intensifica y a que la temperatura efectiva de transformación durante el austemperado es mayor^{114/115/116}.

6.3.2 El Tratamiento térmico.

El ciclo térmico de austemperado es definido con base en las propiedades mecánicas especificadas por el diseñador. Ese ciclo consta de tres etapas: tratamiento de austenización, tratamiento de austemperado y enfriamiento hasta temperatura ambiente. Es necesario establecer un control estricto de cada una de esas etapas para obtener las propiedades especificadas para la clase de FNA seleccionada y garantizar la repetición de los resultados en todos los lotes de la producción. A continuación se hace una descripción de los cuidados que deben ser tenidos en cuenta en cada una de esas etapas.

Tratamiento de Austenización: Debe ser realizado a la temperatura más baja posible que garantice la austenización completa del material, acorde con la composición química de la fundición, principalmente con el contenido de Silicio. Temperaturas muy altas producen atraso en la cinética del proceso de austemperado, como fue descrito en el capítulo 3. El potencial de carbono del medio deberá ser mayor o igual a la solubilidad de este elemento en la austenita a la temperatura de austenización. Si el potencial es bajo se produce una capa descarburada que tendrá menor dureza y menor resistencia a la fatiga que el resto del material. El tiempo de austenización deberá estar acorde con la sección máxima de la pieza a ser austemperada y la microestructura inicial, o sea la relación ferrita/perlita en la matriz en estado de colada. Este tiempo debe ser aumentado para piezas con un bajo número de nódulos/mm² o que contengan elementos como Cu, Sn o Sb. El esquema de la disposición de las piezas en el horno debe ser adecuado al medio de austenización; en baño de sales deberá evitarse el contacto entre las piezas; en hornos con atmósfera controlada deberá haber espacio suficiente entre las piezas para garantizar la circulación del gas.

En la fundición nodular los aleantes formadores de carburo son solubles en la cementita, en la cual reemplazan los átomos de Fe y sus enlaces con el carbono son más fuertes que los enlaces Fe-C lo que implica mayores tiempos de austenización.

Algunos elementos grafitizadores como Cu, Sn, Ni y Sb forman una barrera muy efectiva para la difusión de carbono entre los nódulos de grafito y la matriz metálica durante la austenización, incrementando fuertemente el tiempo para completar esta etapa del tratamiento térmico.

Tratamiento de Austemperado: La temperatura de austemperado es seleccionada de acuerdo con las propiedades mecánicas requeridas en la FNA. El medio utilizado para el tratamiento de austemperado debe tener la capacidad de extracción de calor suficiente para garantizar que se alcance la temperatura de austemperado rápidamente, evitando la formación de microestructuras propias de alta temperatura como perlita y ferrita. Los medios más utilizados son los baños de sales líquidas, formados por mezclas de nitritos y nitratos, o depósitos de aceite. En ambos casos se recomienda que el sistema tenga un medio para agitar el baño, lo cual garantiza una distribución de la temperatura más rápida en el tiempo. Los baños de sal se caracterizan por su excelente capacidad de enfriamiento; la temperatura del baño de sal varía con las cantidades relativas de nitritos y nitratos presentes en la mezcla y puede variar desde 150°C hasta 450°C. Sin embargo, las temperaturas muy altas exigen mayores condiciones de seguridad en la operación, para temperaturas superiores a 400°C debe utilizarse crisoles de acero inoxidable. Si la sal alcanza localmente temperaturas superiores a 540°C puede haber liberación de oxígeno que reaccionará con el material produciendo oxidación superficial de la pieza. Al baño de sal puede adicionársele agua para aumentar su severidad de temple, permitiendo así aumentar la sección de la pieza austemperada sin aumentar la adición de elementos aleantes.

La homogeneidad de la temperatura del baño de austemperado es muy importante. La Figura 88 ilustra el efecto de pequeñas variaciones de la temperatura de austemperado en la resistencia a la tracción, en el límite elástico 0,2% y en la elongación. Es claro que una variación de 7°C en la temperatura produce cambios importantes en las propiedades mecánicas mencionadas.

Una tercera variable importante en el ciclo térmico es el tiempo de austemperado; este debe estar dentro de la ventana del proceso. O sea, debe ser suficiente para permitir que ocurra la reacción de tenacidad, en la cual se forma una matriz compuesta por austenita estabilizada y ferrita bainítica (primera etapa de austemperado) sin que se alcance la reacción de fragilización, que consiste en la descomposición de la austenita estabilizada en ferrita y carburos (segunda etapa de austemperado).

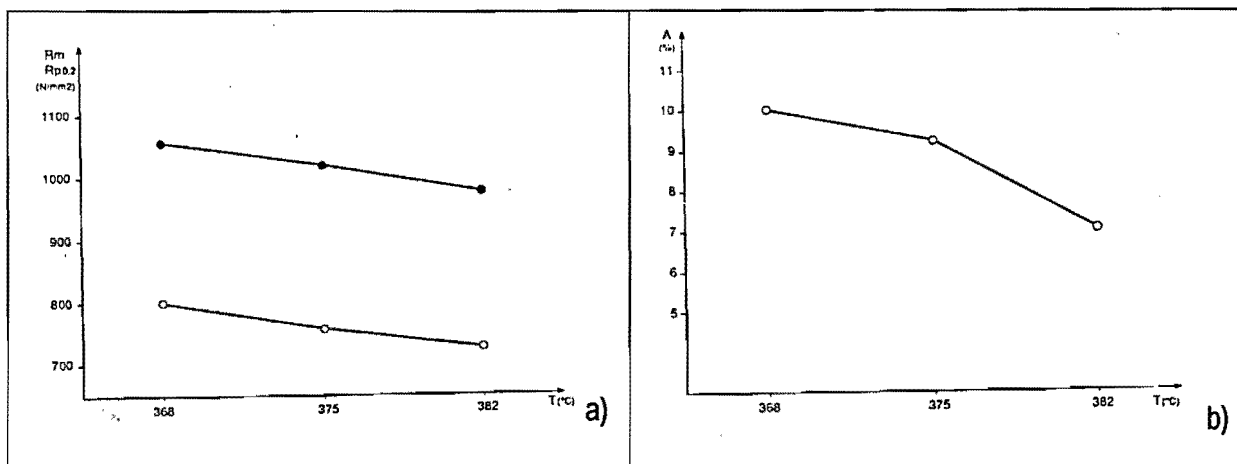


Figura 88. Influencia de pequeñas variaciones de la temperatura de austemperado en las propiedades mecánicas de FNA. ¹¹⁷

6.3.3 Maquinabilidad de la fundición nodular austemperada

La maquinabilidad de la FNA está relacionada directamente con las propiedades de la microestructura obtenida después del tratamiento térmico. Es de aceptación general que los materiales con durezas entre 170 HV y 250 HV presentan buena maquinabilidad; la dureza de la FNA oscila entre 250 y 480 HV. Existe entonces, una limitación en la maquinabilidad de la FNA de alta dureza; las FNA de baja dureza, por otro lado, pueden presentar dificultades derivadas del endurecimiento de la austenita o de su transformación a martensita causada por los esfuerzos de contacto entre herramienta y material. Los valores de velocidad de corte de la FNA reportados por algunos autores son del orden de un tercio de los encontrados en fundiciones nodulares de matriz convencional.

Algunas recomendaciones pueden ayudar a un mejor diseño del proceso de maquinado de la FNA:

- Limitar la adición de aleantes a las cantidades mínimas necesarias; especialmente el Mn y el Mo. Esto evita la formación de martensita en la región intercelular.
- Maquinar la pieza antes de la realización del tratamiento térmico, dejando un paso de acabado final para su realización en condición austemperada.
- Recurrir a procesos de fundición de precisión como lo son el molde metálico y moldeo a la cera perdida..

Dependiendo del componente fabricado en FNA, el proceso de maquinado puede ser realizado antes o después del tratamiento de austemperado. Las piezas con alta dureza, normalmente destinadas a aplicaciones donde la resistencia al desgaste es importante, deberán ser maquinadas antes del tratamiento. Las clases de FNA de alta tenacidad y baja resistencia pueden ser maquinadas totalmente después del tratamiento, lo cual puede resultar más económico. Un aspecto importante a tener en cuenta es el cambio dimensional producido durante el tratamiento de austemperado. La expansión volumétrica es diferente para cada una de las clases de FNA, como se ilustra en la Figura 89. para un determinado ciclo de austemperado, la fundición con matriz perlítica presentará menor crecimiento dimensional que una fundición de matriz ferrítica.

6.3.4 Expansión térmica:

Una propiedad que debe ser tenida en cuenta cuando se diseñan componentes en FNA es su mayor coeficiente de expansión térmica. Ha sido demostrado que una FNA clase 2 (Resistencia a la tracción de 1050 MPa) tiene un coeficiente de expansión térmica entre el 20% y 30% mayor a la fundición perlítica a partir de la cual fue producida¹¹¹. Entonces, en aplicaciones donde las tolerancias son estrechas, como es el caso de sistemas eje-buje, debe permitirse mayor tolerancia para la expansión cuando el sistema alcance la temperatura normal de trabajo. Si no se tiene en cuenta esta tolerancia puede ocurrir agarrotamiento de las piezas durante el inicio de operación. El coeficiente de expansión térmica varía con la clase de FNA, en función de las cantidades relativas de ferrita y austenita presentes en la matriz metálica. También es importante tener en cuenta la expansión volumétrica producida por el tratamiento de austemperado, según la microestructura de partida de la fundición. La fundición ferrítica tendrá un crecimiento medio mayor, como se muestra en la figura Figura 89

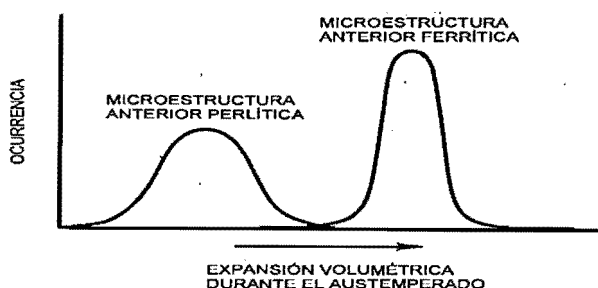


Figura 89. Expansión volumétrica durante el austemperado para microestructuras ferrítica y perlítica.¹¹¹

6.4 APLICACIONES

Es importante anotar que para realizar la sustitución del acero forjado o fundido por fundición nodular austemperada, deben tenerse en cuenta algunas características de ambos materiales que son importantes en el diseño de componentes de maquinaria: ²⁰ 1) El módulo de elasticidad de la fundición nodular es 20% menor que el del acero; 2) la fundición nodular presenta una mayor sensibilidad a la concentración de esfuerzos debido a cambios de sección y 3) los procedimientos de soldadura no son recomendables en la fabricación de piezas fundidas.

Las aplicaciones de las fundiciones nodulares austemperadas en la fabricación de partes de maquinaria y elementos estructurales son diversas; ellas varían según las propiedades mecánicas obtenidas con el tratamiento, o sea, según la clase de fundición nodular austemperada. A continuación son descritas algunas de las aplicaciones más conocidas de estos materiales:

- Fabricación de conectadores para cables en líneas de transmisión de energía.
- Engranajes para cajas de cambio de velocidad en carros y tractores sometidos a altos esfuerzos de contacto¹¹⁸.
- Fabricación de cigüeñales para motores.
- Herramientas para el procesamiento de madera.
- Partes estructurales en las cuales la tenacidad es una solicitud importante.
- Dientes de retro-excavadora, ruedas dentadas para cadena, equipos para transporte en la industria minera y en la construcción civil.

La aplicación de FNA en la fabricación de elementos sometidos a desgaste, como los que fueron mencionados arriba, presenta una ventaja importante: puede ocurrir un aumento de la resistencia al desgaste durante el funcionamiento de la pieza, dependiendo de las condiciones del sistema, si ocurre transformación martensítica inducida por deformación y/o endurecimiento por deformación plástica de la austenita^{97/99119}. En el sistema de transporte ferroviario se encuentran aplicaciones como ruedas, partes de suspensión, conectores de vagón, barras de tensión, etc. En la industria agrícola, se fabrican diferentes herramientas manuales y de maquinaria agrícola.

Las razones principales para el aumento de la producción de piezas en FNA son su menor costo energético por kilo producido y su flexibilidad en la producción, principalmente en piezas de forma complicada, donde permite obtener directamente de fundición una pieza más cercana a su forma y dimensión finales.

6.5 DESARROLLOS RECIENTES.

Es importante notar que el estudio de la FNA austemperada en lo que respecta a la cinética del proceso y a las propiedades mecánicas obtenidas está consolidado. Recientemente los esfuerzos de los investigadores se han centrado en evaluar el comportamiento del material en aplicaciones específicas y en estudiar variaciones a los procesos de producción o de tratamiento térmico para hacer más competitiva la FNA frente a los aceros y otros materiales.

En ese orden de ideas aparecen referencias que evalúan la utilización de este material en la fabricación de componentes sometidos a desgaste abrasivo con presencia de cargas de impacto. Otros intentos de aplicación han sido hechos en la fabricación de ruedas de tren, en la cual las altas exigencias generadas por el desgaste deslizante pueden producir calentamientos excesivos y la formación de martensita en la superficie, cuya presencia es nociva para el desempeño del material.

Otro tópico de trabajo reciente lo constituye el estudio de la FNA aleada con Mn. Como fue descrito antes, las cantidades de este elemento deben ser limitadas a un máximo de 0,30% debido a su fuerte segregación para la región intercelular, zona en la cual la cinética de la primera etapa del austemperado es fuertemente atrasada debido al aumento de la templabilidad de la austenita producida por ese elemento. Con altos porcentajes de Mn, superiores a 0.3%, el proceso austemperado sucede de forma diferente a como es desado: la 2ª reacción se inicia en las células eutécticas cuando la 1ª reacción no ha terminado en las zonas intercelulares¹²⁰, este hecho cierra la ventana del proceso y las óptimas propiedades mecánicas no se consiguen ya que la matriz tiene una microestructura heterogénea con presencia de martensita y carburos¹²¹. Por otro lado se conoce que el Mn es un elemento de bajo costo y alto eficacia para darle templabilidad a la fundición.

Una solución a esta limitación es realizar un ciclo de doble austemperado^{122/123}, que consiste en austenizar el material por un tiempo que permita la homogeneización de la matriz, después se pasa a un primer austemperado a temperatura superior a 350°C por un tiempo suficiente para completar la 1ª

reacción en la célula eutéctica, este tiempo corresponde al máximo valor de la fracción volumétrica de austenita estabilizada en un austemperado convencional. Finalizado este tiempo se transfiere el material rápidamente a otro baño de sales a una temperatura del orden de 300°C lo que permite acelerar la 1ª reacción en las zonas intercelulares y retardar la 2ª reacción en las células eutécticas. Este ciclo de doble austemperado produce una fundición con buenas propiedades mecánicas debido a que la microestructura es formada por austenita de alto carbono y ferrita bainítica en las células eutécticas y por ferrita bainítica y carburos en las zonas intercelulares.

En la Figura 90¹²⁴ se muestran los valores de dureza y de resistencia a la tracción medidos para diferentes tiempos durante el segundo austemperado de una fundición aleada con 0,6% de Mn. Puede observarse que el valor de ambas propiedades se mantiene en niveles semejantes a los obtenidos con el austemperado simple. Los menores valores de resistencia a la tracción obtenidos en tiempos menores a 100 minutos pueden atribuirse a la presencia de martensita en la región intercelular y en los centros de los bloques de austenita; después de este tiempo la martensita ha desaparecido y se tiene una microestructura de ferrita bainítica, carburos y austenita estabilizada que mantiene esta propiedad en niveles altos.

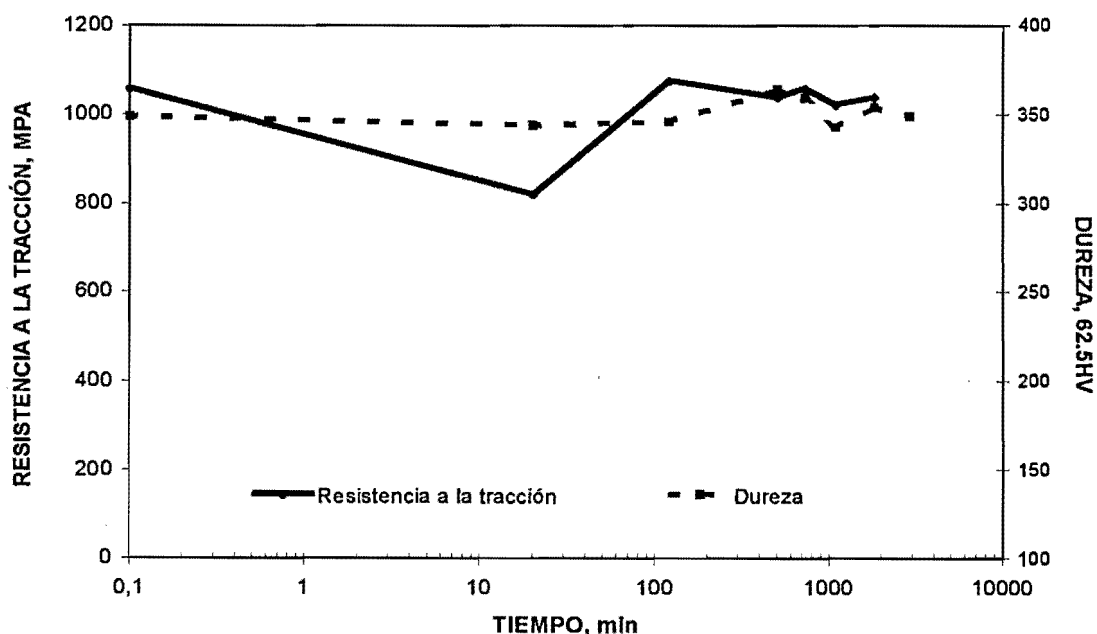


Figura 90. Dureza y Resistencia en función del tiempo del segundo austemperado para el ciclo de doble austemperado de una fundición nodular con 0,6% de Mn¹²⁴.

La Figura 91 muestra la variación de la energía al impacto y la elongación con el tiempo del segundo austemperado. Se observa que la energía al impacto se incrementa hasta 120 minutos debido a las transformaciones que ocurren en la región intercelular y en los bloques de austenita. A partir de este tiempo la energía al impacto disminuye, lo que puede atribuirse a la presencia de carburos producto del inicio de la 2ª reacción en las células eutécticas, lo cual es confirmado por la caída de la fracción de austenita después de 500 minutos. La elongación presenta un comportamiento similar al de energía al impacto, alcanzando un máximo en 120 minutos que permanece aproximadamente constante hasta 720 minutos. Después de 720 minutos ésta disminuye debido a que en las células eutécticas, posiblemente, se está dando la 2ª reacción.

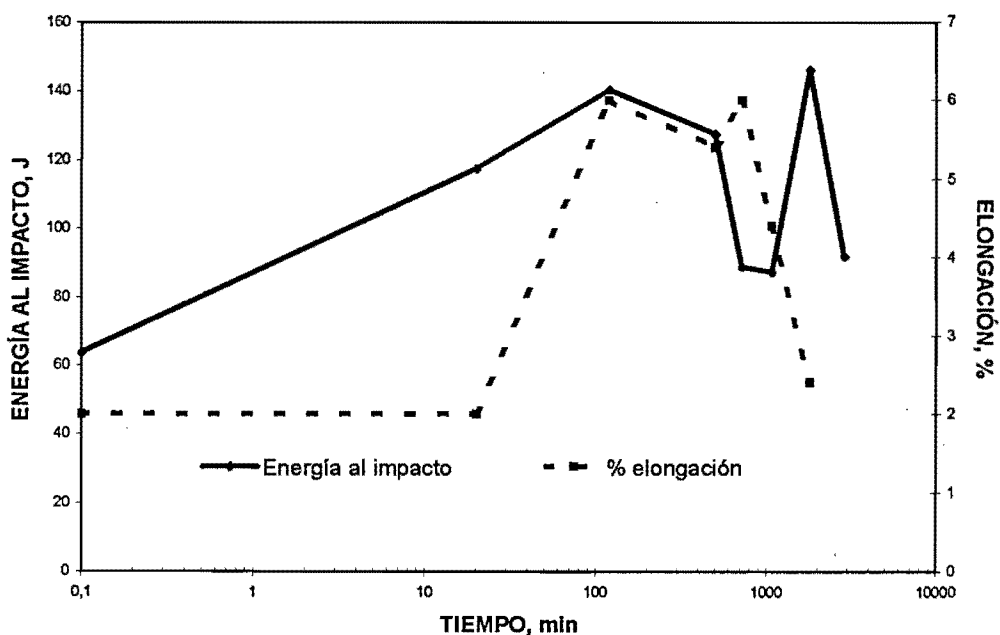


Figura 91. Variación de la energía absorbida en el ensayo de impacto y de la elongación con el tiempo del segundo austemperado. (880°C, 120min; 370°C, 100min; 300°C)¹²⁴

Se muestra, de esta manera, la conveniencia del ciclo de doble austemperado para fundiciones nodulares con alto contenido de Mn. Una comparación de estos resultados con la norma ASTM A897M-90, para fundición nodular austemperada muestra que la fundición nodular de alto Mn, estudiada por ese autor, en estado de austemperado ($t = 0$ minutos) presentó un desempeño inferior al especificado por la norma, mientras que el tratamiento de doble austemperado produce una mejora de ambas propiedades.

La energía absorbida en el ensayo de impacto sobrepasa los valores de la norma. Para un valor de resistencia a la tracción de 1100 Mpa, por ejemplo, la energía al impacto que exige la norma es de 80J y la que se obtiene con 120 minutos de doble austemperado es de 140J sin caída de la resistencia a la tracción. Mientras que en la elongación aunque no supera la norma, para tiempos entre 120 y 720 los valores que se obtienen están muy cerca de ésta.

Otro tema tratado recientemente en la literatura es el revenido de la fundición nodular austemperada. La estabilización de la austenita a temperatura ambiente en la FNA se logra con la presencia de grandes cantidades de carbono en esa fase; este elemento disminuye la temperatura de inicio de formación de martensita (M_s) que alcanza valores hasta de -120°C (R), para contenidos de Carbono entre 1,6% y 2,0%. Cualquier cambio que ocurra con la austenita estabilizada, ya sea en sus características o en su cantidad, afectará las propiedades mecánicas de la FNA.

La estabilidad de la fase austenítica puede ser afectada por la temperatura, caso conocido como estabilidad térmica o termodinámica, o por la presencia de esfuerzos o de deformaciones, lo que es referido como estabilidad mecánica. En el primer caso la austenita puede presentar transformación a martensita si el componente sufre enfriamientos a temperaturas muy bajas; por otro lado, si hay calentamiento de la fase pueden presentarse procesos de descomposición de esa austenita en fases más estables, como lo son ferrita y carburos.

La presencia de esfuerzos aplicados al material puede generar modificación de la temperatura M_s ; la austenita estabilizada transformará a martensita si el esfuerzo aplicado produce una deformación que va en el mismo sentido de la formación de las placas de martensita, esto causa aumento en la temperatura M_s . Si la deformación generada es contraria, ocurrirá mayor estabilización de la austenita¹²⁵. Es importante también mencionar el efecto de la deformación plástica, la austenita que ha sufrido este tipo de deformación transformará a martensita a una temperatura superior a la M_s propia de la composición, conocida como temperatura M_d .

Deben conocerse los cambios que ocurren durante el calentamiento de componentes fabricados en FNA, debido a su implicación en las propiedades mecánicas y en las dimensiones del elemento. Algunos autores^{126/127/128} han estudiado la descomposición de la austenita presente en la FNA, en condiciones de calentamiento a diferentes temperaturas. Los resultados han mostrado una caída de las

propiedades mecánicas debida a la transformación de la austenita estabilizada. Al respecto pueden plantearse varias hipótesis:

- Transformación de la austenita a martensita secundaria, lo que conlleva a una disminución de la tenacidad y la ductilidad.
- Transformación de la austenita en bainita.
- Fragilidad causada por el revenido de la austenita estabilizada a temperaturas entre 260°C y 370°C.

GOMEZ¹²⁹ reportó una reducción de la fracción de austenita estabilizada con la temperatura de revenido, para un tiempo de dos horas de siostenimiento como se muestra en laFigura 92. Esto indica que esa fase, responsable por la buena combinación de propiedades mecánicas de la FNA, es desestabilizada con tratamientos de revenido superiores a 200°C. A 400°C las muestras austemperadas a 280°C no presentan austenita, mientras que la muestras austemperadas a 375°C todavía conservan dicha fase, lo cual es corroborado por BARICCO y otros¹³⁰, quienes encontraron que para fundiciones nodulares austemperadas a alta temperatura la transformación de austenita se da entre 470°C y 520°C, dependiendo de la composición.

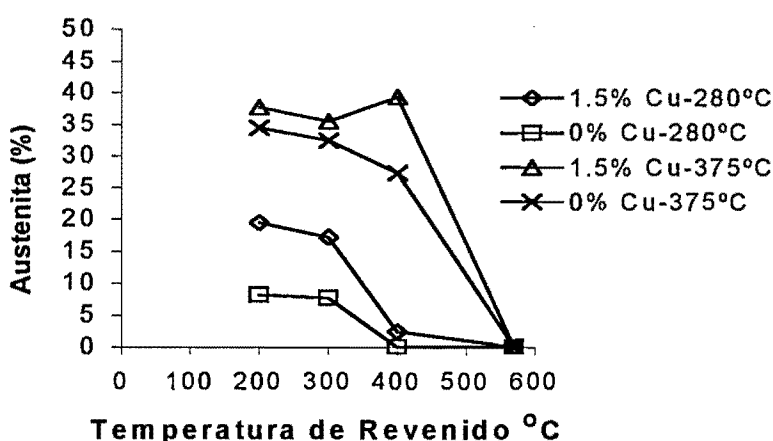


Figura 92. Variación de la fracción volumétrica de austenita con la temperatura de revenido. Tiempo de revenido 2 horas.¹²⁹

La Figura 93 muestra la variación de la dureza y de la energía absorbida en el ensayo de impacto con la temperatura de revenido para 2 horas de sostenimiento, reportados por el mismo autor. Las muestras austemperadas a 280°C no muestran gran variación en la dureza hasta la temperatura de 300°C, a partir de la cual hay una caída acentuada de esa propiedad para ambas fundiciones. Las fundiciones tratadas a 375°C mostraron una dureza estable hasta temperaturas de 400°C, a 570°C se observa para ambos tratamientos una reducción fuerte de la dureza que evidencia el proceso de ferritización.

Puede observarse claramente una disminución continua en la energía de impacto de las muestras austemperadas a 375 °C para todas las temperaturas de revenido (300°C a 570°C) y tiempo de sostenimiento de 2 horas, atribuible a la descomposición de la austenita estabilizada en ferrita y carburos. La fundición base revenida a 570°C mostró mayor energía de impacto hecho explicable a partir de que el proceso de ferritización está más avanzado en este material

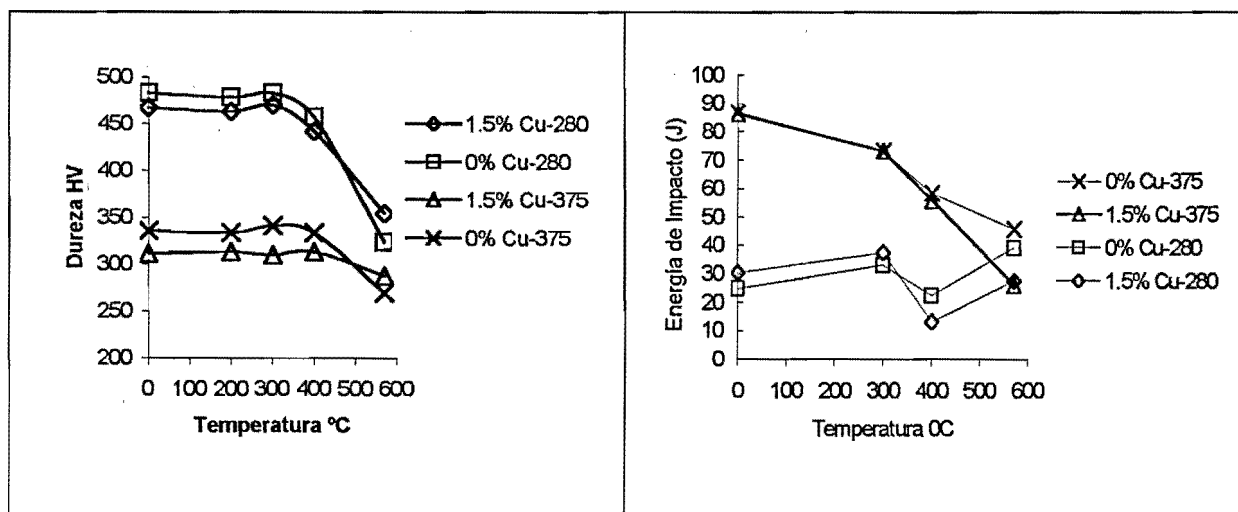


Figura 93. Cambio de la dureza y de la energía absorbida en el ensayo de impacto con la temperatura de revenido para tiempos de 2 horas.¹²⁹

Las muestras austemperadas a 280°C, mantienen su nivel de Energía de Impacto hasta la temperatura de 300°C. El tratamiento a 400°C produjo una fuerte caída de la energía de impacto, que puede ser explicada por la disminución de la fracción volumétrica de austenita estabilizada, coherente con la descomposición de la microestructura observada para ese tiempo de revenido. El revenido a 570°C produjo un aumento sensible de la Energía de Impacto acorde con el proceso de ferritización ocurrido en el material.

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ELLIOTT ROY , Cast Iron Technology , 1988, Butterworth, London
2. GUNDLACH R.B.; JANOWAK J.F.; "Austempered Ductile Iron Combines Strength With Toughness and Ductility". Metal Progress, July 1985, P. 19
3. DODD JOHN, "High Strength, High Ductility, Ductile Irons". Modern casting , Mayo de 1978, P. 60.
4. SCHMIDT and SHUBERT; "Unlubricated Sliding Wear of Austempered Ductile Iron"; Z. Metalkde, V.I 78, 1987, P. 871
5. LAUB, J.R.; "Cast Austempered Ductile Iron For high Strength and long Wear"; Avanced Materials and Processes. V. 2, 1994. P. 41
6. IRON CASTING SOCIETY, Iron casting handbook. Edited by Charles Falton, 1981
7. QIT - FER et TITANE INC. Ductile Iron Data for Design Engineers. 1990.
8. LOPER, HEINE AND ROSHENTAL
9. MINKOFF. Solidification and Cast Structure, 1986.
10. WETTERFALL, S. et al. "Solidification process of nodular cast iron". Source Book on ductile iron. American Society for Metals. 1977. P. 162.
11. PORTER, D. A; EASTERLING, K. E. Phase Transformations in Metals and Alloys. 2 Edition., London, Chapman & Hall, 1992.
12. MOORE D. J., ROUNS T.N. y RUNDMAN K. B. "Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron". Transactions of American Foundrymens Society, V. 93, 1985 P. 705.
13. BOERI, R.; WEINBERG, F. "Microsegregation in Ductile Iron". Transactions of American Foundrymens Society. V. 97. 1989 P. 179.
14. SCHISLLER J. M. & CHOBOUT J.P. "Complexity of the first stage upper bainitic heat treatment when applied to high manganese s.g. cast irons". Proceeding of IV World Conference on Cast Iron, Materials Research Society 1990, P. 203
15. AMERICAN SOCIETY FOR METALS . METALS HANDBOOK V. 1. Propeerties and Selection: Iron and Steels, 1978.
16. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) 1981 , Anual Book of ASTM Standards Part 2. ASTM A 247.r

-
17. EMERSON J. & SIMÓN W. "Final report on the evaluation of the graphite form in ferritic ductile iron by ultrasonic and sonic testing and the effect of graphite form on Mechanical properties". AFS Transactions V. 84, P 109, 1976
 - 18 KRISHNARAJ, D., RAO K.V. y SESHAN S. "Influence of Matrix Structure on the behavior of Ductile iron". AFS Transactions V. 97. 1989. P.345
 - 19 ASKELAND D. R. y GUPTA S.S. "Effect of Nodule Count and Cooling Rate on the Matrix of Nodular cast Iron". AFS Transactions V. 83 1975 P 313.
 - 20 HARDING R. A, GILBERT G.N. Why the properties of austempered ductile irons should interest engineers. The British foundryman, Dic 1986.
 - 21 VALENCIA ASDRUBAL. Transformaciones de Fase en Metalurgia. Editorial Universidad de Antioquia, Medellín. Primera Ed. 1998.
 - 22 VELEZ J. M. TSCHIPTSCHIN A. P. "Resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida."..Anales del IV Seminario de Desgaste (Desgaste y Proteção) Julio 20-22 de 1998, São Paulo . Brasil.
 - 23 BOFORS HANDBOOK. K-E THELNING. Steel and its Heat Treatment. Buttterworths, Londres. 1975.
 - 24 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF METALS (ASTM) 1980 , Anual Book of ASTM standards ASTM 536-80
 - 25 KOVACS B.V. "Austempered Ductile Iron: fact and Fiction." Modern Casting, Marzo de 1990, P. 38.
 - 26 HAYRYNEN K.L.. "ADI another avenue for ductile iron foundries." Modern Casting, Agosto de 1995, P 35.
 27. GUNDLACH R.B. ; JANOWAK J.F, "Resistance of Austempered Ductile Iron to Abrasive Wear." Giesserei Prax. V. 11, 1987; 171-177
 28. HONEYCOMBE R.W.K. Aços: Microestrutura e Propriedades. Fundação Calouste Gulbeukian. 1981. Lisboa.
 29. HEHEMAM, R. F. "The bainite transformation". In: The phase transformation of American Society for Metals (ASM). Metals Park. hio. 1970.
 30. HEHEMAN, R. F. e TROIANO, A. R., "The bainite transformation". Metal Progress. August 1956. P. 97.
 31. AARONSON, H. I.; et al. "On the problem of definition and the mechanims of bainite reaction." Transactions of American Society for Metals. 1970.

-
32. BADHESHIA, H. K. D. y CHIRISTIAN, S. "Bainite in steels". Metallurgical Transactions A. V. 21a. April 1990. P. 767.
 33. SHIFLET, G. J. y AARONSON, H. I. "Growth and overall transformation kinetics above the bay temperature in Fe-C-Mo Alloys". Metallurgical Transactions A. V. 21a. June, 1990. P. 1413.
 34. REYNOLDS, W. T. et al. "An Investigation of the generality of incomplete transformation to bainite in Fe-C-X Alloys." Metallurgical Transactions A. V. 21a. June, 1990. P. 1479
 35. OWEN, S.W. "The Effect of Silicon on the Kinetic of Tempering." Transactions of The American Society for Metals V. 46. 1954. P. 812.
 36. DORAZIL Y., BÁRTA B. , MÜNSTEROVÁ , STRÁNSKY L. , and HUVAR LA . "High Strength Bainitic Ductile Cast Iron". A. F. S. International Cast Metal Journal , Vol. 7, 2 , 1982, p 52-62.
 37. JANOWAK, J.F., GUNDLACH, R.B. "Development of a Ductile Iron for Comercial Austempering." Transactions of American Foundrymens Society. V. 91. 1983. P. 377.
 38. LeHOULLIER, R; BEGIN, G. e DUBE, A. "A Study of the Peculiarities of Austenite During the Formation of Bainite." Metallurgical Transactions A. V. 2. Sep. 1971. P. 2645.
 39. SANDVIK, B.P. y NEVALAINEN, H.R. "Structure-Properties Relationships in Commercial Low Alloy Bainitic- Austenitic Steels With high strength, ductility and toughness." Metals Technology. June 1981. P. 213.
 40. SANDVIK, B.P.J. "The Bainite Reaction in Fe-C-Si Alloys: The Primary stage." Metallurgical Transactions A. V. 13A. May 1982. P. 777.
 41. GUNDLACH, R.B et al. "Transformation Behavior in Austempering Nodular Iron." In: the physical metallurgy of cast iron. Third international symposium on the physical metallurgy of cast iron. Stockholm, Sweden, August 29-31 1984. Proceedings. P 399.
 42. PARK Y.J. "Monitoring the bainitic Reaction during austempering of Ductile Iron and High Silicon Cast Steel by Resistivity Measurement." AFS Transactions V. 95. 1987. P 411.
 43. MOORE, D. J. ; ROUNS , T.N.; RUNDMAN, K.B. "Effect of Manganese on the Structure and Properties of Austempered Ductile Iron: A Processing Window Concept." Transactions of the American Foundrymens Society. V. 95. P. 851. 1987.
 44. MOORE, D. J ; ROUNS, T. N. ; ROUNDMAN K. B. "Structure And Properties of Austempered ductile Iron." Transactions of American Foundrymens Society. V. 93. 1985. P. 705.

-
45. YU, S.K.; LOPER, C.R. "The Effect of Molybdenum, Copper and Nickel on the Perlitic and Martensitic Hardenability of Ductile Cast Iron." Transactions of American Foundrymens Society. V. 96. 1988. P. 811.
 46. SCHISSLER, J.M. y SAVERNA, J. "Segregations Effects on the Formation of Austempered Ductile Iron." In: The 1st International Conference on Austempered Ductile Iron : Your Means to Improved Performance, Productivity and Cost. 2 – 4 April 1984, Chicago, Illinois, USA.
 47. MOORE, D. J. ; ROUNS, T. e RUNDMAN, K. B. "The relationship between microstructure and tensile properties of austempered ductile Iron." Transactions of American Foundrymens Society. V. 95. 1987. P. 765.
 48. DARWISH, N; ELLIOT R. "Austempering of low Manganese Ductile Irons, Part 1: Processing Window." Materials Science and Technology. V. 9 July 1993. P. 572
 49. DUBENSKY, W.J.; RUNDMAN K.B. "An Electron Microscope study of Carbide Formation in Austempered Ductile Iron." Transactions of the American Foundrymens Society. V. 93, 1985 P 389.
 50. SIDJANIN, L. & SMALLMAN, R.E. "Metallography of bainitic transformation in austempered ductile Iron." Materials Science and Technology , V. 8 Dec. 1992. P 1095
 51. BOSCHEM, R. ; VETERS, H. ; HAYR, P. RYDER , P.L. TEM "Analysis for Caracterization of the Microestructure of Bainitic Spheroidal Cast Iron." Praktische Metalographie V 25, 1988; P 524.
 52. ARANZABAL , J. ; GUTIERREZ, I. and URCOLA J.J. "Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron. Materials Science and Technology". V 10, Aug. 1994, 728.
 53. NIESWAAG, H. NIJHOF, J. W. "Influence of Silicon on Bainitic Transformation in Ductile Iron, relation to Mechanical properties." In: The Physical Metallurgy of Cast Iron. Proceedings of the Third International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron , Stockholm, Sweden, August 29-31 1984, P 411..
 54. VOIGT, R.C.; Microestructural Analysis of ADI Using the Scanning Electron Microscopy." Transactions of American Foundrymens Society. V. 91. 1983. P. 253.
 55. KOVACS. B.V. "The effect of Alloying elements and Their Segregation in ADI." In: World Conference on Austempered Ductile Iron. March 12 -14,. 1991. Chicago . USA.
 56. VJEKOSLAV, F.; SACHDEV, A. K. e RYNTZ, E.F. "A transmission Electron Microscopy Study of Austempered lower Bainitic Nodular Cast Iron". Metallography, V 20. 1987. P 15

-
57. HUANG, D. & THOMAS, G. "Metallography of Bainite Transformation in Silicon Containig Steels." Metallurgical Transactions A. V. 8, A P. 1661.
- 58 VOIGHT, R. e LOPER, Jr C. "Austempered ductile Cast Iron—Influence of Microestructure Control. Process control and quality assurance." In: The Third International Symposium on The Physical Metallurgy of Cast Iron, Aug. 29-31, 1984, Stockholm, Sweden.
59. VELEZ J.M., GARBOGGINI A. , TSCHIPTSCHIN A.P. "Effect of Silicon on Kinetics of Bainitic Reaction in Austempered Ductile Cast Iron." Materials Science and Technology. V. 12. April 1996. P 329
60. VELEZ RESTREPO J.M. "Efeito do silício na cinética da reação bainítica do ferro fundido nodular austemperado a 400°C." Disertación de Maestria, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 1992.
61. ROUNS , T.N. ; RUNDMAN, K.B. "Constitution of Austempered Ductile Iron and Kinetics of Austempering." Transactions of the American Foundrymens Society. V. 95, 1987 P 116..
- 62 LUYENDIJK, T. & NIESWAAG, H. "The Influence of Silicon on the Toughness of Bainitic Ductile Iron." In: 5 th International Foundry Congress. Cairo (Egipto) November 6-11. 1983.
- 63 ROUNS, T. N.; RUNDMAN K. B. ; MOORE, D. M. "On the structure and properties of austempered ductile cast iron." Transactions of American Foundrymens Society. V. 92. 1984. P. 815.
- 64 GRECH M. Y YOUNG J.M. "Effect of austenitising temperature on tensile properties of Cu-Ni austempered ductile iron". Materials Science and Technology, Mayo de 1990, V. 6, P. 415.
- 65 DARWISH, N.; ELLIOT, R. "Austempering of low Manganese Ductile Irons Part 2. Influence of austenitising temperature." Materials Science and Technology. V. 9 July 1993. P. 586.
- 66 JANOWAK J.F y MORTON P.A. "A guide to Mechanical Properties Possible by Austempering 1,5% Ni – 0,3% Mo Ductile Iron" Transactions of AFS V. 92. 1984. P 489.
- 67 VERHOEVEN, J. D. et al. "A study of austempered ductile cast iron." In: The Physical Metallurgy of Cast Iron. Proceedings of the Third Interntional Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron, Stockholm, Sweeden, August 29-31. 1984. Proceedings P. 387.
- 68 VOIGT, R.C.; LOPER, C.R.; "Austempered Ductile Iron Influence of Microestructure Control." In: the physical metallurgy of cast iron. the third international symposium on the physical metallurgy of cast iron , Stockholm, Sweden, August 29-31 1984. Proceedings. P. 377.

-
- 69 FARIAS, C, "Efeito do tamanho de grão na cinética de transformação bainítica no ferro nodular austemperado." Dissertação de Mestrado. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Brazil. 1991.
70. OGI K., SAWAMOTO A., JIN Y.C. & LOPER C.R. "A study of Some Aspects of the Austenitization Process of Spheroidal Graphite Cast Iron." AFS Transactions V. 96 1988. P 75.
- 71 VOIGT R. C. "Austempered Ductile iron – Processing and Properties." Cast Metals, Vol 2, N° 2, P 71, 1989
- 72 LEE, Y. H. ; VOIGT R. C. "The hardenability of ductile iron." Transactions of American Foundrymens Society. V. 97. 1989. P. 915.
- 73 GAGNE , M. "The influence of Manganese and silicon on the Microstructure and Tensile Properties of Austempered Ductile Iron." Transactions of American Foundrymens Society, V 93. 1985 P 801.
- 74 RUNDMAN, K.B. et al. "The Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron." Journal of Heat Treating. V. 5, No.2. 1988. P. 79.
75. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF METALS (ASTM) 1991 , Anual Book of ASTM standards ASTM 897-90
- 76 LEE, S. C. and LEE C. C. "The effects of heat treatment and alloying Elements on Fracture Toughness of Bainitic Ductile Cast iron." Transactions of American Foundrymens Society, V 96. 1988. P 827.
- 77 ARANZABAL J. , GUTIERREZ I., RODRIGUEZ J.M. y URCOLA J.J. "Influence of heat treatment on microstructure and toughness of austempered ductile iron". Materials Science and Technology, Marzo de 1992, V 8 P 263.
- 78 GREG M. Y YOUNG J.M. "Influence of Austempering Temperature on the Characteristics of Austempered Ductile Iron Alloyed with Cu and Ni." Transactions of American Foundrymens Society. V. 98. 1990 P 345
- 79 VUORINEN J. "Strain hardening Mechanisms and Characteristics of Austempered Ductile iron." In: Deuxieme Conference Internationale sur la Fonte Bainitique Traitée par Trempe Etagée. Ann Arbor , Mars 1986, p 179-185
- 80 JOHANSON M. "Austenitic –bainitic Ductile Iron." Transactions of American Foundrymens Society, V 85. 1977 P 117

-
81. HERTZBERG R.W. "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials." Third Edition, Jhon Willey & Sons, 191989, p 470
- 82 BLACKMORE P. A. y HARDING R.A. "The effects of Metallurgical process variables on the properties of austempered ductile iron." En: The 1st International Conference on Austempered Ductile Iron : Your Means to Improved Performance, Productivity and Cost, 2 – 4 April 1984, Chicago, Illinois, USA .
- 83 PELLEG, J. "Influence of Silicon on Ductile Iron." Source Book on Ductile Iron. American Society for Metals; 1977; p 315
- 84 DORAZIL E. Y HOLZMANN M. "Fracture behaviour of austempered Ductile Iron". In World conference on Austempered Ductile Iron, 12-14 March 1991, AFS -1991.
- 85 FAUCHER B. , WANG K.C. y GAGNÉ M. "Dynamic Fracture Toughness of Austempered Ductile Irons." Transactions of American Foundrymens Society. V.95 1987. P127.
- 86 ARANZABAL y otros. "Influence of the Amount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Porperties of an Austempered Ductile Iron". Metallurgical and Materials Transactions , V 28^A. Mayo de 1997 P. 1143.
- 87 BAYATI H. Y ELLIOT R. "Role of austenite in promoting ductility in an austempered ductile iron." Materials Science and Tecnology. V 13 Abril de 1997. P 319.
- 88 BING-QING W. , ZHI-DONG G. ,BAO-KAI L. and DE HAI W. A new bainitic ductile cast iron and its application on grinding ball production. In World conference on Austempered Ductile Iron, 12-14 March 1991, AFS -1991.
89. RAC, A. . "Influence of load and speed on wear characteristics of .grey cast iron in dry sliding-selection for minimum wear." Tribology International. V. 18, 1985. P 29-33
90. SUGISHITA; J. and FUJIYOSHI S. "The effect of cast iron graphites on friction and wear performance." II: Variables influencing graphite film formation . Wear 68. 1981. P 7-20
- 91 SUGISHITA; J. and FUJIYOSHI S. "The effect of cast iron graphites on friction and wear perfomance. III: The lubricating effect of graphite under rolling-sliding contacs." Wear 1982. P 181-193,
- 92 TAKEUCHI, Y . "The Mechanism of wear of spheroidal graphite cast iron in dry sliding" Wear 1972. P 276-276

-
- 93 ISLAM ,M.Ia. HASEEB and KURNY, "Estudy of wear of las -cast and heat treated spheroidal graphite cast iron under dry sliding condition", Wear V 188. 1995 P 61
- 94 FORDYCE P. and ALLEN C. "The dry sliding wear behaviour of an austempered spheroidal cast iron", In: Wear of materials 1989, In Proceeding. Int. Conf. on wear of materials, Denver Colorado (USA) , April 9-13, 1989 P. 319.
- 95 PING L. , BAHADUR S. and VERHOEVEN J.D. et al , "Friction and wear behaviour of high silicon bainitic structures in austempered cast iron and steel." In: Wear of materials 1989, In Proc. Int. Conf. on wear of materials, Denver Colorado (USA) , April 9-13, 1989 P. 183.
- 96 PRADO J. M. , PUJOL Ia . , CULLEL J. and TARTERA J. "Dry sliding wear of austempered ductile iron". Materials Science and Technology, V 11. 1995. P 294.
- 97 ZUM GAHR K.H. How the Microstructure Affects the Abrasive Wear Resistance. Metals Progress V. 47. Sept. 1979.
- 98 SAMUELS L.Y . and CRAIG J. V. "Abrasion damage to graphite flakes in cast irons". Journal of The Iron and Steel Institute, January 1965, P 75-77.
- 99 ZUM GAHR K.H. Microstructure and Wear of Materials. Tribology Series Vol. 10. Editorial Elsevier. 1987. P 263
- 100 ZUM GAHR K. H. "Relation between abrasive wear rate and the microstructure of metals." Proceeding of international Conference on Wear of Materials. Reston, Virginia. April 11-14 1983.
- 101 LI C. and ZHOU Q. "Influence of carbon content of martensitic matrix and retained austenite on wear of martensitic ductile iron." Wear 162-164, 1993, P 75-82
- 102 LUO Q. , XIE J. and SONG Y. "Effects of microstructure on the abrasive wear behaviour of spheroidal cast iron.
- 103 RAO Q. HE B. and ZHOU Q. "A study of the Impact fatigue reistance of grinding balls - matrices and retained austenite". Wear 151. 1991. P. 13-21
- 104 SHEPPERSON S.& ALLEN C. "The abrasive wear behaviour of austempered spheroidal cast irons." Wear 121. 1988. P 271-287.
- 105 SEETHARAMU S., SAMPATHKUMARAN. P. , KUMAR R. K. NARASIMHA M. and MARTIN JEBRAJ P. "Abrasion and erosion resistance of permanent moulded austempered ductile iron." Wear 167. 1993, P 1-8

-
- 106 SCHISSLER et al. Abrasive wear resistance of austempered ductile iron at room temperature, Metallurgical Science and Technology. V. 5. 1987. P 71.
- 107 DALL'O et al. "Wear resistance of austempered ductile iron." Publicación Interna INTEMA, Universidad del Mar del Plata , Argentina, 1992..
- 108 VELEZ RESTREPO J.M. Estudo da resisitencia ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares austemperados e temperados e revenidos utilizando um esclerômetro pendular. Tesis doctoral, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1997, 226p.
- 109 MUÑOZ L.M.
- 110 PANASIEWICZ J., GRUPKE C. y HUTH JOHN. "Chrysler's Experience with Austempered Ductile Iron Crankshafts". In World conference on Austempered Ductile Iron, 12-14 March 1991, AFS -1991
- 111 KEOUGH J.R. "The Development, Processing and Application of Austempered Ductile Iron." In World conference on Austempered Ductile Iron, 12-14 March 1991, AFS -1991
- 112 VIAU R., GAGNÉ M. Y THIBAU R. "CuNi Alloyed Austempered Ductile Irons", Transactions of American Foundrymens Society V. 95 1987. P 171.
- 113 DORAZIL E., PODRÁBSKY T., SVEJEAR J. "Micro-Inhomogeneity of Low-Alloy Austempered Ductile Cast Iron. Transactions of American Foundrymens Society. V. 98. 1990. P 765
- 114 HAYRYNEN K.L. , MOORE D.J. y RUNDMAN K.B. "Heavy Section Ductile Iron: Production and Microsegregation". Transactions of American Foundrymens Society. V. 96 1988. P 619
- 115 HAYRYNEN K.L. , FAUBERT G.P. , MOORE D.J. y RUNDMAN K.B. "Heavy Section ADI: Microsegregation, Microstructure, and Tensile Properties ". Transactions of AFS, 89, 747
- 116 GAGNÉ M. "Effect of Mn and Si on the Quality of Heavy Section ADI Castings" Transactions of American Foundrymens Society V. 95 1987. P 523
- 117 DEFOIRDT F. "Research, Development and Industrial Applications of ADI at Ferromatrix Foundries". In World conference on Austempered Ductile Iron, 12-14 March 1991, AFS -1991
- 118 GUEDES y OTROS. "Utilização de ferros fundidos nodulares bainíticos na fabricação de engrenagens." Metalurgia ABM, Vol 42, N° 341, Abril de 1986.
- 119 FORDYCE Y.P. AND ALLEN C. "The dry sliding wear of an austempered spheroidal Cast Iron" Proceeding of International Conference on Wear of Materials, Denver, USA, 9-13 Abril 1989, Vol 1. ASME, 1989

- 120 BAYATI H. Y ELLIOT R. "Austempering process in high manganese alloyed ductile cast iron". Materials Science and Technology. V 11 Febrero de 1995. P. 118.
- 121 BAYATI H. Y ELLIOT R. "Relationship between structure and mechanical properties in high manganese alloyed ductile iron". Materials Science and Technology. V 11. Marzo de 1995 P 284.
- 122 ELLIOTT, R. y BAYATI, H. "Stepped austempering heat treatment of 0.67%Mn-Mo-Cu ductile iron." Materials Science and Technology. V. 13 Feb. 1997 P. 117 - 124.
- 123 ELLIOTT, R. y NAZARBOLAND, A. Influence of heat treatment parameters on stepped austempering of 0.37%Mn-Mo-Cu ductile iron. Materials Science and Technology. V. 13. Marzo 1997. P. 223 - 232.
- 124 HERRERA CLARA. Estudio del Ciclo de Doble Austemperado en una Fundición Nodular con Manganese. Trabajo Dirigido de Grado. Universidad Nacional de Colombia . Facultad de Minas. Medellín. 2000.
- 125 REED-HILL, Robert. "Physical Metallurgy Principles". Mac Graw Hill. New York, 1964.
- 126 MASSONE, J. M.; BOERI, R. E. y SIKORA J.A. "Decomposition of High-Carbon Austenite in ADI". En: Transactions of American Foundrymens Society. V. 104. 1996. P. 133
- 127 NADKARNI, G.; GODKHALE, S. y BOYD, J. D. "Elevated Temperature Microstructural Stability of Austempered Ductile Irons". Transactions of American Foundrymens Society. V. 104. 1996. P. 985.
- 128 LIU, Y. C., SCHISSLER, J. M. y MUNTEANU, A. "Étude de la Cinétique de la Transformation au Cours du Vieillisement de la Fonte G.S. Bainitique entre 360 et 420°C". En: La Reveu de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux. Mayo 1994
- 129 GOMEZ GOMEZ ADRIANA. Efecto del Tratamiento de Revenido en la Fundición Nodular Austemperada. Trabajo Dirigido de Grado. Universidad Nacional de Colombia . Facultad de Minas. Medellín. 2000.
- 130 BARICCO, M.; FRANZOSI, G.; NADA R.; y BATTEZZATI, L. "Thermal Effects due to Tempering of Austenite and Martensite in Austempered Ductile Irons". Materials Science and Technology. V15. Junio 1999.